

 M 2017

# **BRASAGEM DISSIMILAR DE LIGAS À BASE DE TiAl**

**Pedro Filipe Pereira Ferreira**

DISSERTAÇÃO APRESENTADA À FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE  
DO PORTO NO ÂMBITO DO MESTRADO INTEGRADO EM ENGENHARIA  
METALÚRGICA E DE MATERIAIS

Orientador: Professora Sónia Simões  
Co-Orientador: Professor Aníbal Guedes

Porto, 30 de junho de 2017

*CANDIDATO*    Pedro Filipe Pereira Ferreira *Código* 201205959

---

*TÍTULO*        Brasagem dissimilar de ligas à base de TiAl

---

*DATA*            14/07/2014

---

*LOCAL*           Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

---

*JURÍ*             *Presidente*        Professor Doutor Manuel Fernando Gonçalves Vieira    DEMM/FEUP

---

*Arguente*        Doutor André João Cavaleiro Leitão de Carvalho        INEGI/FEUP

---

*Orientador*      Professora Doutora Sónia Luísa dos Santos Simões       DEMM/FEUP

---

*Co-Orientador*   Professor Doutor Aníbal José Reis Guedes                DEMM/EEUM

---

## Agradecimentos

Gostaria de agradecer à Professora Doutora Sónia Simões do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais pela sua disponibilidade, acompanhamento e toda a orientação ao longo da elaboração deste trabalho e ao Professor Doutor Aníbal Guedes da Escola de Engenharia da Universidade do Minho pelo apoio prestado.

Agradeço também ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais e ao CEMUP, pela disponibilização de todo o equipamento necessário para a realização do presente trabalho.

Por último, gostaria de agradecer à Maria João, por toda a confiança, motivação e apoio que me deu ao longo de todo o meu percurso, à minha família, em especial aos meus pais, irmão e avós, por toda a ajuda e sacrifício ao longo de todo este tempo, ao Gustavo pela amizade e companheirismo demonstrados em todas as ocasiões, à Marta pela amizade e capacidade de entreaajuda reveladas, especialmente nos últimos meses, ao Manuel por toda a ajuda e amizade e a todos meus restantes amigos.

O meu sincero e sentido obrigado!

## Resumo

O presente estudo incide no processamento de ligações, com recurso ao processo de brasagem dissimilar entre as ligas TiAl (Ti-48Al-5Nb (% atómica)) e Ti6Al4V. A brasagem foi efetuada recorrendo a duas ligas de brasagem: TiNi (Ti-33Ni (% atómica)) e TiCuNi (Ti-15Cu-15Ni (% atómica)). O interesse deste estudo reside no facto de as ligas TiAl apresentarem um conjunto de propriedades notáveis, destacando a resistência mecânica elevada aliada a uma densidade reduzida e uma elevada resistência a altas temperaturas. Estas características tornam estas ligas nas principais candidatas à substituição das superligas de níquel e dos aços nas indústrias automóvel e aeroespacial. A sua desvantagem encontra-se nas suas propriedades mecânicas à temperatura ambiente, como a reduzida tenacidade à fratura. Para suprimir estas dificuldades, o desenvolvimento de técnicas de ligação que resultem em ligações de boa qualidade torna-se imperativo para que a implementação estrutural destas ligas seja uma realidade. O processamento das ligações foi realizado a duas temperaturas distintas: inicialmente a 900 °C e a 1000 °C. Todo o processamento foi efetuado em vácuo, com um tempo de estágio de 30 minutos. Foi efetuada uma caracterização microestrutural das ligações, recorrendo às técnicas de Microscopia Ótica (MO), Microscopia Eletrónica de Varrimento (SEM) e Espectroscopia de Dispersão de Energias (EDS). Por fim, as amostras foram caracterizadas mecanicamente, com recurso a ensaios de microdureza Vickers (HV 0,01) e ensaios de corte. Para ambas as ligas de brasagem testadas neste estudo, os ensaios realizados a 900 °C não possibilitaram o estabelecimento de ligação entre os materiais base. Relativamente às interfaces produzidas a 1000 °C, foram obtidas ligações de boa qualidade. Mecanicamente, a ligação com a liga de brasagem TiNi, apresentou um valor máximo de dureza de 823 HV 0,01, ao passo que a ligação com a liga de brasagem TiCuNi apresentou um valor de dureza de 630 HV 0,01. Por sua vez os ensaios de corte ditaram um valor máximo de resistência ao corte de 55 MPa com a liga TiNi e de 221 MPa para a ligação com a liga TiCuNi. Ambos os conjuntos apresentaram maioritariamente fratura frágil, tendo, no entanto, sido também identificados casos de fratura intergranular, mais concretamente nas amostras dos conjuntos TiAl/TiNi/Ti6Al4V.

## Abstract

The present work focuses on the bonding process, using the dissimilar brazing process between the TiAl (Ti-48Al-5Nb (% Atomic)) and Ti6Al4V alloys. Brazing was performed using two brazing alloys: TiNi (Ti-33Ni (Atomic%)) and TiCuNi (Ti-15Cu-15Ni (atomic%)). The interest of this study is that TiAl alloys have a remarkable set of properties, highlighting high mechanical resistance coupled with reduced density and high resistance to high temperatures. These characteristics make these alloys the main candidates for replacement of nickel and steel superalloys in the automotive and aerospace industries. Its disadvantage lies in its mechanical properties at room temperature, such as reduced fracture toughness. To overcome these difficulties, the development of linking techniques that result in good quality links becomes imperative for the structural implementation of these alloys to be a reality. The bonding process was performed at two different temperatures: initially at 900 °C and at 1000 °C. All processing was performed in a vacuum, with a 30 minute stage time. A microstructural characterization of the connections was made using Optical Microscopy (OM), Scanning Electron Microscopy (SEM) and Energy Dispersion Spectroscopy (EDS) techniques. Finally, the samples were mechanically characterized, using Vickers microhardness tests (HV 0,01) and cutting tests. For both brazing alloys tested in this study, the tests performed at 900 °C did not allow the establishment of bonding between the base materials. For the interfaces produced at 1000 °C, good quality connections were obtained. Mechanically, the bond with the TiNi brazing alloy presented a maximum hardness value of 823 HV 0.01, while the bond with the brazing alloy TiCuNi had a hardness value of 630 HV 0.01. In turn, the cutting tests dictated a maximum shear strength of 55 MPa with the TiNi alloy and 221 MPa for the TiCuNi alloy. Both sets presented mainly fragile fracture, however, it has also been identified cases of intergranular fracture, more concretely in the samples of the TiAl/TiNi/Ti6Al4V sets.

# Índice

Resumo .....	III
Abstract .....	IV
Lista de Figuras .....	VI
Lista de Tabelas.....	IX
Lista de Abreviaturas e Símbolos .....	XI
1. Introdução .....	1
2. Técnicas de ligação aplicáveis às ligas TiAl e Ti6Al4V .....	2
2.1. Soldadura por fricção .....	2
2.2. Ligação por Difusão no Estado Sólido .....	6
2.3. Brasagem.....	10
3. Procedimento Experimental.....	21
3.1. Materiais .....	21
3.2. Técnicas Experimentais .....	24
3.2.1. Caracterização das Ligas de Brasagem.....	24
3.2.2. Processamento das Ligações .....	25
3.2.3. Caracterização Microestrutural das Ligações .....	26
3.2.4. Caracterização Mecânica das Ligações .....	26
4. Resultados e Discussão .....	27
4.1. Brasagem com liga de brasagem TiNi .....	27
4.2. Brasagem com liga de brasagem TiCuNi .....	38
5. Conclusões .....	49
5.1. Trabalhos Futuros.....	50
6. Referências Bibliográficas .....	51

## Lista de Figuras

**Figura 1.** Técnicas de ligação mais comuns nas ligas de titânio.

**Figura 2.** Etapas da soldadura por fricção. 1: Uma barra cilíndrica está em rotação e a outra encontra-se parada; 2: As barras entram em contacto; 3: É causada uma deformação plástica a quente; 4: União das barras cilíndricas Adaptado de [3].

**Figura 3.** Secção transversal da ligação entre as ligas TiAl e Ti6Al4V. Adaptado de [6].

**Figura 4.** Imagens relativas à zona de reação entre as ligas TiAl e Ti6Al4V, onde é possível observar a elevada porosidade presente na periferia da interface. Adaptado de [6].

**Figura 5.** Perfis de dureza determinados dentro da ZTMA. a) Medições de microdureza paralelas à linha de ligação; b) Medições de microdureza obtidos ao longo da linha de ligação. Adaptado de [6].

**Figura 6.** Microestruturas obtidas por SEM das interfaces das ligações de TiAl/Ti6Al4V com uma pressão de 100 MPa com: (a) uma temperatura de 800 °C durante 0,5 h; (b) uma temperatura de 800 °C durante 2 h. Adaptado de [9].

**Figura 7.** Microestruturas obtidas por SEM das interfaces das ligações de TiAl/Ti6Al4V com uma pressão de 100 MPa com: (c) uma temperatura de 880 °C durante 2 h; (d) uma temperatura de 900 °C durante 2 h [9].

**Figura 8.** Variação da microdureza HV 0,05 em função da distância da zona de ligação. Adaptado de [9].

**Figura 9.** Fractografias de SEM de tipos de fratura típicos observados na dobragem de três pontos das ligações TiAl/Ti6Al4V: (a) Fratura de união mecânica; (B) Fratura de junção mecânica + Fratura por clivagem; (C) Fratura por clivagem. Adaptado de [9].

**Figura 10.** Imagem de MO que representa a ligação entre TiAl e Ti6Al4V obtida segundo as seguintes condições de processamento: temperatura de a) 900 °C, b) 940 °C e c) 980 °C, pressão de 200 MPa, período de 60 minutos. Adaptado de [10].

**Figura 11.** Imagem de MO que representa a ligação entre TiAl e Ti6Al4V obtida segundo as seguintes condições de processamento: temperatura de a) 900 °C, b) 940 °C e c) 980 °C, pressão de 200 MPa, período de 60 minutos. Adaptado de [10].

**Figura 12.** Imagens de SEM e resultados da análise química por EDS das juntas de Ti6Al4V e TiAl, brasadas por infravermelhos usando uma liga de brasagem Ticuni (Ti-15Cu-25Ni (% atómica)): a) 930 °C, 180 s; b) 930 °C, 300 s; c) 950 °C, 300 s [12].

**Figura 13.** Imagens de SEM e resultados da análise química por EDS das juntas de Ti6Al4V e TiAl, brasadas por infravermelhos usando uma liga de brasagem Ticuni (Ti-15Cu-15Ni (% atómica)) a 950 °C durante: a) 180 s; b) 300 s. Adaptado de [12].

**Figura 14.** a) Imagens da Interface resultante do processamento de ligações efetuado a a) 625 °C; b) 725 °C, durante a) 60 minutos; b) 60 minutos, com uma pressão de a) 10 MPa; b) 4 MPa e com a configuração a) Cu/Al/Cu; b) Al/Cu/Cu/Al, obtida por SEM [13].

**Figura 15.** Imagens das ligações das ligas TiAl e Ti6Al4V a uma temperatura de 725 °C, com um tempo de estágio de 60 minutos, com uma pressão de 4 MPa e com uma configuração de multicamadas a) Cu/Al/Cu; b) Al/Cu/Cu/Al, obtida por SEM [14].

**Figura 16.** Imagens de SEM da microestrutura da ligação entre as ligas TiAl e Ti6Al4V processada à temperatura de 980 °C. Adaptado de [15].

**Figura 17.** Imagens de SEM das juntas de Ti6Al4V e Ti<sub>3</sub>Al, brasadas por infravermelhos usando uma liga de brasagem Ticuni (Ti-15Cu-25Ni (% atômica)): a) 930 °C, 3 min; b) 930 °C, 5 min; c) 950 °C, 5 min; d) 970 °C, 3 min; e) 970 °C, 5 min; f) 970 °C, 10 min. [16].

**Figura 18.** Imagens de SEM das juntas de Ti6Al4V e Ti<sub>3</sub>Al, brasadas por infravermelhos usando uma liga de brasagem Ticuni (Ti-15Cu-15Ni (% atômica)): a) 950 °C, 3 min; b) 950 °C, 10 min; c) 950 °C, 5 min; d) 970 °C, 3 min; e) 970 °C, 5 min [16].

**Figura 19.** Fluxograma representativo do procedimento experimental efetuado.

**Figura 20.** Imagem de MO da microestrutura da liga TiAl.

**Figura 21.** Imagem de MO da microestrutura da liga Ti6Al4V.

**Figura 22.** Imagem de SEM da microestrutura da liga de brasagem TiNi.

**Figura 23.** Imagem de SEM da microestrutura da liga de brasagem TiCuNi.

**Figura 24.** Representação esquemática do sistema de montagem das amostras.

**Figura 25.** Gráfico que demonstra o ciclo térmico aplicado na técnica de brasagem.

**Figura 26.** Representação esquemática do sistema de montagem das amostras para os ensaios de corte.

**Figura 27.** Imagem de MO do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V processado à temperatura de 900 °C, durante 30 minutos.

**Figura 28.** Imagem de MO do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V processado à temperatura de 1000 °C, durante 30 minutos.

**Figura 29.** Imagens de SEM do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V processado à temperatura de 1000 °C, durante 30 minutos, onde são identificadas as diferentes camadas de reação presentes na ligação.

**Figura 30.** Imagem de SEM do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V processado à temperatura de 1000 °C, durante 30 minutos, onde são identificadas duas regiões distintas: Z1 e Z2.

**Figura 31.** Secção isotérmica a 750 °C do diagrama ternário Ti-Ni-Al com os pontos correspondentes às fases provavelmente presentes nas zonas indicadas na figura 29 [4].

**Figura 32.** Representação dos locais da interface do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V onde os ensaios de dureza foram efetuados. Indentação 1 e 7: substrato TiAl e substrato Ti6Al4V, respetivamente; Indentação 2 e 6: substrato TiAl e Ti6Al4V próximo da interface de ligação; Indentação 3 e 5: periferia da interface de ligação; Indentação 4: centro da interface de ligação.

**Figura 33.** Variação dos valores de microdureza HV 0,01 ao longo das zonas de indentação.

**Figura 34.** Imagens de SEM da superfície de fratura do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V, do lado do substrato de TiAl.

**Figura 35.** Imagens de SEM da superfície de fratura do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V, do lado do substrato de TiAl: 1: zonas analisadas por EDS; 2: ampliação da superfície de fratura.



**Figura 36.** Diagrama binário Ti-Al com os pontos correspondentes às fases provavelmente presentes nas zonas indicadas na imagem 1 da figura 35 [18].

**Figura 37.** Secção isotérmica a 750 °C do diagrama ternário Ti-Ni-Al com os pontos correspondentes às fases provavelmente presentes nas zonas indicadas na imagem 1 da figura 35 [4].

**Figura 38.** Imagens de lupa da superfície de fratura da amostra 1 do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V, do lado do substrato de TiAl.

**Figura 39.** Imagens de lupa da superfície de fratura da amostra 2 do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V, do lado do substrato de TiAl.

**Figura 40.** Imagem de MO do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V processado à temperatura de 900 °C, durante 30 minutos.

**Figura 41.** Imagem de MO do conjunto TiAl/TiCuNi/Ti6Al4V processado à temperatura de 1000 °C, durante 30 minutos.

**Figura 42.** Imagens de SEM do conjunto TiAl/TiCuNi/Ti6Al4V processado à temperatura de 1000 °C, durante 30 minutos, onde são identificadas as diferentes camadas de reação presentes na ligação.

**Figura 43.** Imagem de SEM do conjunto TiAl/TiCuNi/Ti6Al4V processado à temperatura de 1000 °C, durante 30 minutos, onde são identificadas as regiões Z1, Z2, Z3, Z4, Z5, Z6 e Z7.

**Figura 44.** Secção isotérmica a 750 °C do diagrama ternário Ti-Ni-Al com os pontos correspondentes às fases provavelmente presentes nas zonas indicadas na figura 43 [4].

**Figura 45.** Secção isotérmica a 500 °C do diagrama ternário Ti-Cu-Al com os pontos correspondentes às fases provavelmente presentes nas zonas indicadas na figura 43 [4].

**Figura 46.** Diagrama binário Ti-Al com os pontos correspondentes às fases provavelmente presentes nas zonas indicadas na figura 43 [18].

**Figura 47.** Evolução da composição química (% atómica) da interface.

**Figura 48.** Representação dos locais da interface do conjunto TiAl/TiCuNi/Ti6Al4V onde os ensaios de dureza foram efetuados. Indentação 1 e 7: substrato TiAl e substrato Ti6Al4V, respetivamente; Indentação 2 e 6: substrato TiAl e Ti6Al4V próximo da interface de ligação; Indentação 3 e 5: periferia da interface de ligação; Indentação 4: centro da interface de ligação.

**Figura 49.** Variação dos valores de microdureza HV 0,01 ao longo das zonas de indentação.

**Figura 50.** Imagens de SEM da superfície de fratura do conjunto TiAl/TiCuNi/Ti6Al4V, do lado do substrato de TiAl.

**Figura 51.** Imagens de lupa da superfície de fratura da amostra 1 do conjunto TiAl/TiCuNi/Ti6Al4V, do lado do substrato de TiAl.

**Figura 52.** Imagens de lupa da superfície de fratura da amostra 2 do conjunto TiAl/TiCuNi/Ti6Al4V, do lado do substrato de TiAl.

## Lista de Tabelas

**Tabela 1.** Composição química e fases prováveis presentes nas juntas de das juntas de Ti6Al4V e TiAl, brasadas por infravermelhos usando uma liga de brasagem Ticuni (Ti-15Cu-25Ni (% atômica)), referente às imagens da figura 12. Adaptado de [12].

**Tabela 2.** Composição química e fases prováveis presentes nas juntas de das juntas de Ti6Al4V e TiAl, brasadas por infravermelhos usando uma liga de brasagem Ticuni (Ti-15Cu-15Ni (% atômica)), referente às imagens da figura 13. Adaptado de [12].

**Tabela 3.** Resistência ao corte média das juntas de Ti6Al4V e TiAl, brasadas por infravermelhos. Adaptado de [12].

**Tabela 4.** Composição química (% atômica), expondo as fases que provavelmente estão presentes na constituição das interfaces da ligação entre as ligas TiAl e Ti6Al4V a 980 °C. Adaptado de [15].

**Tabela 5.** Valores de microdureza Vickers (HV 0,01) das diferentes camadas da ligação. Adaptado de [15].

**Tabela 6.** Composição química e fases prováveis presentes nas juntas de das juntas de Ti6Al4V e Ti<sub>3</sub>Al, brasadas por infravermelhos usando uma liga de brasagem Ticuni (Ti-15Cu-25Ni (% atômica)), referente às imagens da figura 17. Adaptado de [16].

**Tabela 7.** Composição química e fases prováveis presentes nas juntas de das juntas de Ti6Al4V e Ti<sub>3</sub>Al, brasadas por infravermelhos usando uma liga de brasagem Ticuni (Ti-15Cu-15Ni (% atômica)), referente às imagens da figura 17. Adaptado de [16].

**Tabela 8.** Resistência ao corte média das juntas de Ti6Al4V e Ti<sub>3</sub>Al, brasadas por infravermelhos. Adaptado de [16].

**Tabela 9.** Quadro resumo relativo aos estudos relacionados com a brasagem de TiAl a Ti6Al4V apresentados neste trabalho.

**Tabela 10.** Composição química (% atômica) da liga TiAl.

**Tabela 11.** Composição química (% atômica) da liga Ti6Al4V.

**Tabela 12.** Composição química (% atômica) da liga de brasagem comercial TiNi67.

**Tabela 13.** Composição química (% atômica) da liga de brasagem comercial TiCuNi.

**Tabela 14.** Temperaturas de brasagem utilizadas para as respectivas ligas de brasagem.

**Tabela 15.** Composição química (% atômica) das zonas identificadas na figura 31 e respectivas fases prováveis.

**Tabela 16.** Composição química (% atômica) das zonas identificadas na imagem 1 da figura 35 e respectivas fases prováveis.

**Tabela 17.** Valores de resistência ao corte dos conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V.

**Tabela 18.** Composição química (% atômica) das zonas identificadas nas imagens da figura 43 e respectivas fases prováveis segundo a secção isotérmica a 750 °C do diagrama ternário Ti-Ni- Al.

**Tabela 19.** Composição química (% atómica) das zonas identificadas nas imagens da figura 43 e respetivas fases prováveis segundo a secção isotérmica a 500 °C do diagrama ternário Ti-Cu- Al.

**Tabela 20.** Valores de resistência ao corte do conjunto TiAl/TiCuNi/Ti6Al4V.

## **Lista de Abreviaturas e Símbolos**

**ZTMA** Zona Termomecanicamente afetada

**MO** Microscopia Ótica

**SEM** Microscopia Eletrónica de Varrimento

**EDS** Espectroscopia de Dispersão de Energias

**t.d.g.** Tamanho de Grão

# 1. Introdução

Atualmente existe um crescente interesse nos aluminetos de titânio, dado que estes compostos são bastante interessantes em aplicações de engenharia a elevadas temperaturas, tendo um conjunto de propriedades bastante atrativo, no qual figuram principalmente a elevada resistência à corrosão e a ductilidade. As ligas de aluminetos de titânio podem ser processadas por fusão, deformação plástica ou pulverometalurgia, sendo que a sua microestrutura varia consoante o seu processo de produção, podendo ser otimizada através de tratamentos térmicos e/ou por processos termomecânicos. Entre as aplicações mais comuns das ligas TiAl, destacam-se a sua aplicação nas indústrias automóvel, aeroespacial e médica devido a características como a resistência a elevadas temperaturas, a resistência à oxidação e reduzida densidade aliada a uma elevada resistência mecânica. No entanto a aplicação das ligas TiAl é limitada pela reduzida ductilidade e tenacidade à fratura que estas ligas apresentam à temperatura ambiente. Posto isto, com o objetivo de descobrir formas de colmatar esses defeitos, tendo em vista o uso destas ligas em aplicações estruturais, é necessário que se desenvolvam processos de ligação apropriados, juntamente com uma otimização do processamento das ligas TiAl e dos tratamentos térmicos a estas aplicados. Entre estes pontos, as técnicas de ligação são identificadas como uma das chaves para uma melhoria das propriedades que caracterizam estas ligas. Por conseguinte, pode dizer-se que as ligas TiAl são ligadas essencialmente por processos de soldadura por fricção, ligação por difusão no estado sólido e brasagem. Este último processo, a brasagem, possui algumas vantagens relativamente aos processos de soldadura por fusão, prevenindo um dos maiores problemas associados à ligação das ligas TiAl, a fissuração a quente, sendo este um processo que causa menos tensões internas e variações térmicas, representando uma alternativa válida a outros processos de ligação que envolvem a fusão dos materiais base [1-4].

Posto isto, o objetivo desta dissertação é a realização de um estudo da ligação dissimilar entre as ligas TiAl e Ti6Al4V, por brasagem, com dois tipos de ligas de brasagem: TiNi e TiCuNi. Foi então crucial uma análise e caracterização microestrutural e mecânica, com a finalidade de averiguar a potenciabilidade e aplicabilidade de todo o processo de ligação.

## 2. Técnicas de ligação aplicáveis às ligas TiAl e Ti6Al4V

Na ligação das ligas TiAl e Ti6Al4V são empregues diversas técnicas, nomeadamente a soldadura por fricção, a ligação por difusão no estado sólido e a brasagem. Na figura 1 estão representadas as técnicas de ligação mais comuns nas ligas de titânio.

Para que se consigam obter ligações de qualidade, é crucial o estudo e aperfeiçoamento constantes das técnicas de ligação. Neste capítulo serão abordadas as técnicas de ligação mais comuns nas ligações entre ligas de titânio, neste caso entre as ligas de TiAl e Ti6Al4V.

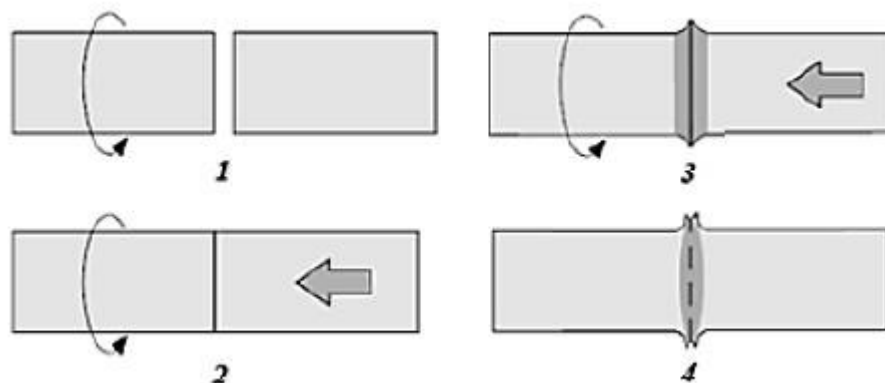


Figura 1. Técnicas de ligação mais comuns nas ligas de titânio.

### 2.1. Soldadura por fricção

Este processo consiste na aplicação de pressão numa peça que se encontra em rotação a velocidade constante em contacto com uma peça que se encontra imóvel ou roda no sentido oposto. O calor gerado por atrito, devido ao contacto permanente entre as superfícies, provoca uma deformação plástica a quente nas mesmas, permitindo assim que haja união entre as duas. Ao contrário de grande parte dos processos de soldadura, este não envolve arco elétrico ou fusão do material visto que o material da junta nunca chega a estar no estado líquido, sendo por isso considerado um processo de ligação por difusão no estado sólido [3,5].

Os principais defeitos associados a este processo são a fissuração e zonas que não se encontram ligadas. Na figura 2 está esquematizado o processo de soldadura por fricção.



**Figura 2.** Etapas da soldadura por fricção. 1: Uma barra cilíndrica está em rotação e a outra encontra-se parada; 2: As barras entram em contacto; 3: É causada uma deformação plástica a quente; 4: União das barras cilíndricas Adaptado de [3].

Na literatura são descritos alguns estudos em que se realizam ligações entre as ligas TiAl e Ti6Al4V com recurso a este processo, tal como é demonstrado de seguida.

*Brokmeier et al.* [6] desenvolveram um trabalho em que uma barra cilíndrica de Ti6Al4V e uma outra de TiAl, ambas com 24,5 mm de diâmetro e 100 mm de comprimento, foram ligadas através do processo de soldadura por fricção. Os autores utilizaram raios-X de elevada energia (50 keV - 200 keV) para caracterizar o desenvolvimento fásico das amostras de TiAl e Ti6Al4V, técnica que foi eficazmente comprovada como uma forma viável de caracterização, tendo inclusive sido constatado que o elevado poder de penetração dos raios-X permite a análise, de uma forma não destrutiva, de amostras de dimensões consideráveis, para obter informação sobre zonas concretas das mesmas. Os autores referem que o processo de soldadura por fricção é um processo que altera consideravelmente a microestrutura e textura dos materiais, sendo no entanto possível minorar estes efeitos com recurso a alterações nos parâmetros do processo, fazendo com que a zona termicamente afetada seja bastante reduzida. Relativamente à análise qualitativa das fases, foi revelado que não surgiram novos intermetálicos TiAl na ligação. Já a análise quantitativa, que foi realizada através de MAUD, um pack de programas que permitia uma análise quantitativa baseada no refinamento de Rietveld, foi possível constatar que, a liga Ti6Al4V, era composta por 80,5 % (% ponderal) de  $\alpha$  e 19,5 % (% ponderal) de  $\beta$ , não tendo sido detetada grande influência na composição até cerca de 1 mm de distância da junta. Em relação à liga TiAl, esta era composta por 97,5% (% ponderal) de TiAl e 19,5% (% ponderal) de  $Ti_3Al$ . Observou-se aqui que quanto mais próximo se estava da zona da junta, maior era a percentagem de  $Ti_3Al$  presente. Por fim, a zona da junta, apresentava grande deformação plástica associada ao processo de soldadura por fricção. Nesta área foram detetadas as quatro fases

identificadas anteriormente com frações volúmicas compreendidas entre 1 e 2% (% ponderal).

Num outro estudo, *Ventzke et al.* [7] procederam ao estudo da ligação entre as ligas TiAl e Ti6Al4V, recorrendo ao método de soldadura por fricção. Aqui foram usadas duas amostras diferentes: a amostra de TiAl era um cilindro com 25 mm de diâmetro e 50 mm de altura, ao passo que a amostra de Ti6Al4V era também um cilindro, mas com 25 mm de diâmetro e 100 mm de altura. O processamento das ligações foi realizado com uma velocidade rotacional que foi mantida constante nas 1470 rpm, com uma pressão de 310 MPa e um tempo de fricção de, aproximadamente, 4,7 segundos. Na fase final do processo, foi aplicada uma pressão de 320 a 360 MPa, durante um período de tempo de 1,8 segundos. Os autores concluíram que a zona termomecânica afetada (ZTMA) diminuía da periferia para a zona central da interface. Foi também possível observar que existia alguma fissuração e que o calor não foi uniformemente distribuído na ligação, uma vez que a liga de TiAl não demonstrou ter sido termomecanicamente afetada na zona central da interface. A figura 3 apresenta uma secção transversal da ligação onde é possível observar todos os pontos enunciados anteriormente.

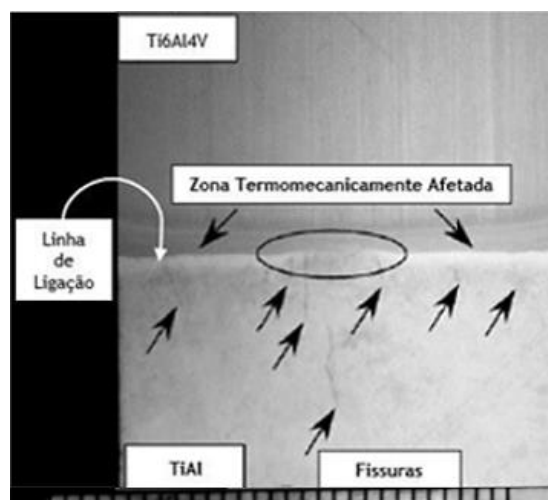
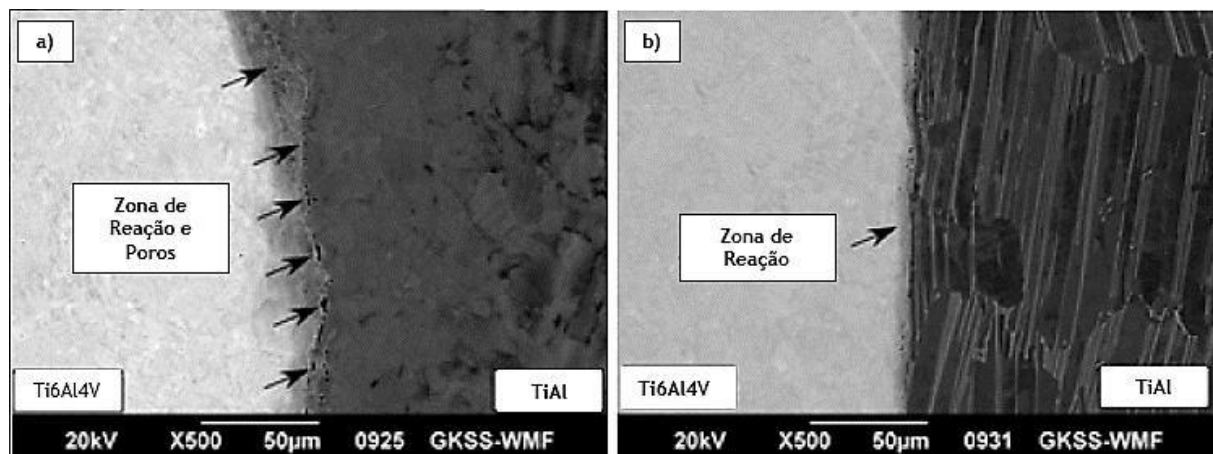


Figura 3. Imagem da secção transversal da ligação entre as ligas TiAl e Ti6Al4V. Adaptado de [6].

Os autores constataram também que, comparativamente à zona central da interface, a zona periférica apresentava bastante porosidade e explicaram este facto argumentando que não houve atrito suficiente entre os dois materiais, o que não gerou deformação plástica suficiente aquando da ligação, resultando na formação de poros na zona da interface. Verificaram também que durante o processo de ligação, se deu um refinamento de grão local na liga TiAl, ao passo que, na liga Ti6Al4V se deram alterações microestruturais que levaram à mudança de uma microestrutura equiaxial, para uma microestrutura lamelar, facto que se pode ter traduzido num aumento da resistência mecânica da ligação. Os autores observaram também que se formou uma fase  $\alpha_2$  próximo da interface do lado da liga de

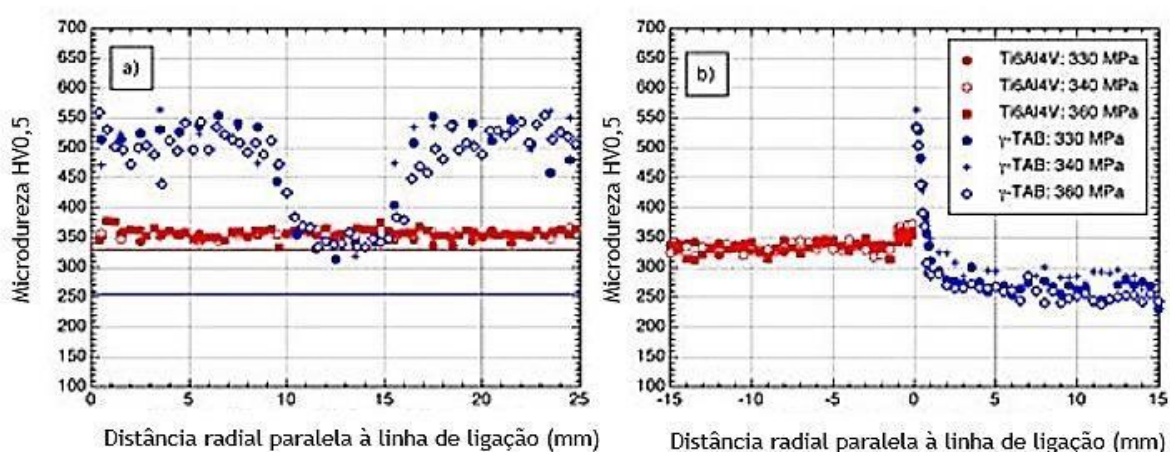


Ti6Al4V, que se formou por difusão. Assim constataram que os parâmetros utilizados no processamento destas ligações era ineficaz na obtenção de ligações sãs. Nas imagens da figura 4 são visíveis os poros existentes na interface da amostra.



**Figura 4.** Imagens de SEM relativas à zona de reação entre as ligas TiAl e Ti6Al4V, onde é possível observar a elevada porosidade presente na periferia da interface. Adaptado de [7].

Por fim, os autores realizaram ensaios de microdureza Vickers (HV 0,5) com o objetivo de avaliar a resistência mecânica das ligações. Aqui, concluíram que o valor médio de microdureza era de 370 HV 0,5. Já na liga TiAl, obtiveram valores médios de microdureza de 530 HV 0,5 na periferia da ZTMA e de 330 HV 0,5 na zona central da ZTMA. Já na ZTMA da liga Ti6Al4V, os valores de microdureza eram constantes e de 370 HV 0,5. Relativamente à microdureza dos materiais base, a liga TiAl apresentava um valor médio de 250 HV 0,5, ao passo que a liga Ti6Al4V apresentava um valor médio de 330 HV 0,5. As imagens da figura 5 demonstram os perfis de dureza que foram determinados dentro da ZTMA.



**Figura 5.** Perfis de dureza determinados dentro da ZTMA. a) Medições de microdureza paralelas à linha de ligação; b) Medições de microdureza obtidos ao longo da linha de ligação. Adaptado de [6].

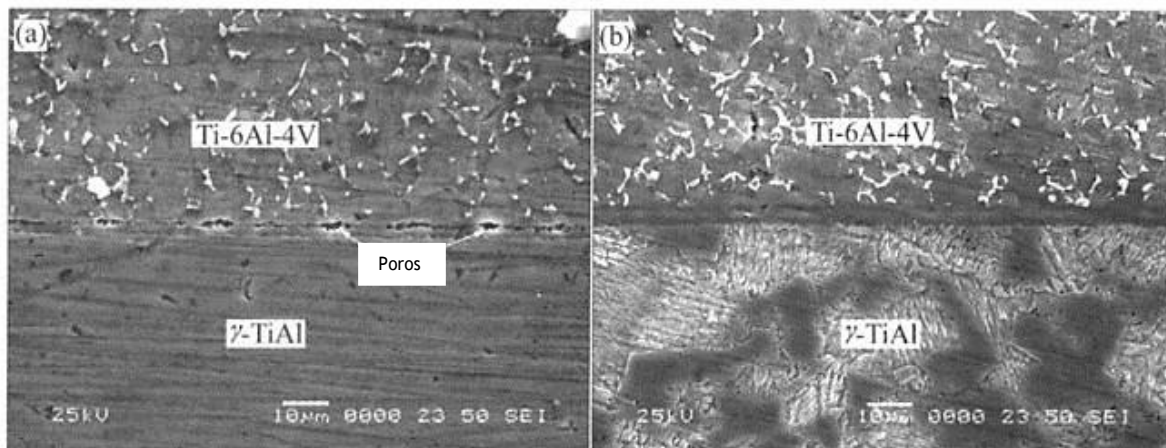
## 2.2. Ligação por Difusão no Estado Sólido

A ligação por difusão no estado sólido é um processo em que dois substratos são sujeitos a uma determinada pressão, a uma temperatura elevada e durante um determinado período de tempo levando à difusão através da interface. Neste processo, não existe no entanto a criação de uma interface no estado líquido, tal como acontece na brasagem. A técnica em questão dá origem a juntas de boa qualidade e previne problemas metalúrgicos associados às técnicas de soldadura.

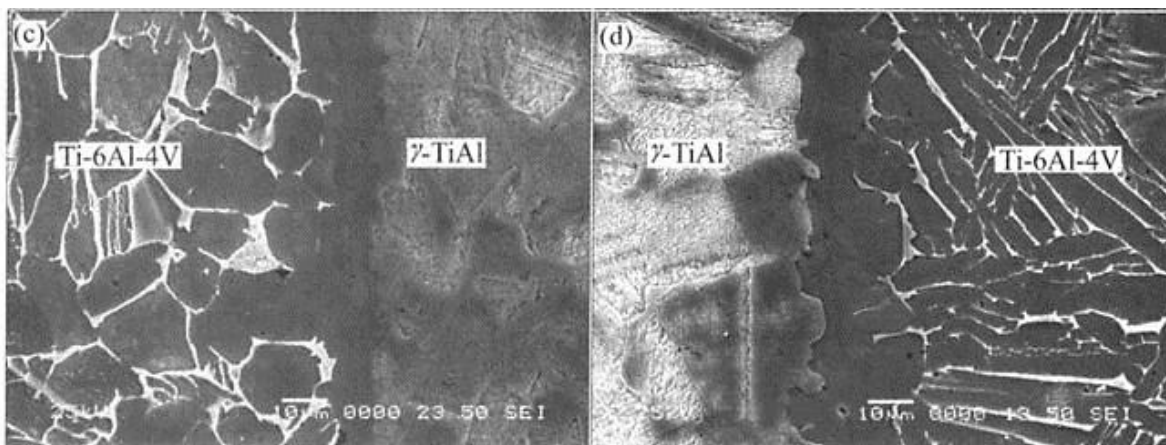
As principais vantagens deste método de ligação são a produção de ligações de boa qualidade, o facto das propriedades do material base se manterem inalteradas, e de a zona de ligação ter propriedades similares às do material base, bem como a possibilidade de se executarem ligações dissimilares e de ser um processo que não induz grandes tensões residuais no material. Em relação às desvantagens, salienta-se a possibilidade de alterações microestruturais locais devido às elevadas pressões e temperatura. Na bibliografia encontra-se alguns exemplos em que a ligação por difusão no estado sólido é empregue na ligação entre as ligas TiAl e Ti6Al4V [1-4,8].

*Wang et al.* [9], procederam à ligação por difusão no estado sólido de uma liga TiAl, com uma liga de Ti6Al4V. Os materiais usados consistiam num cilindro de Ti6Al4V, que havia sido previamente sujeita a um tratamento térmico de recozimento, enquanto que a liga de TiAl possuía a seguinte composição nominal: Ti-46,5Al-2,5V-2Cr-1,5Nb (% ponderal). Previamente ao processamento das ligações, as amostras de TiAl sofreram um tratamento térmico a 1080 °C, durante 16h, tendo depois sido arrefecidas no forno. A ligação por difusão no estado sólido processou-se, com um vácuo de  $1,33 \times 10^{-2}$  Pa, à temperatura ambiente. O processamento decorreu a três temperaturas diferentes: 800, 880 e 900 °C, com uma pressão de 100 MPa, durante 2 horas. Quanto à microestrutura dos materiais base e das interfaces, foram analisadas recorrendo a técnicas de Microscopia Ótica (MO) e Microscopia Eletrónica de Varrimento (SEM). Já a quantificação da composição química das amostras foi conseguida com recurso à Espectroscopia de Dispersão de Energia (EDS). Após o processamento, os autores concluíram que a qualquer uma das três temperaturas às quais o processamento foi realizado, nomeadamente, 800, 880 e 900 °C, com uma pressão de 100 MPa, ao longo de 2h,

as ligações foram sempre bem sucedidas, sem ocorrência de poros ou fissuração. Nas imagens das figuras 6 e 7 observam-se diversas imagens relativas às ligações obtidas.



**Figura 6.** Microestruturas obtidas por SEM das interfaces das ligações de TiAl/Ti6Al4V com uma pressão de 100 MPa com: (a) uma temperatura de 800 °C durante 0,5h; (b) uma temperatura de 800 °C durante duas horas. Adaptado de [9].

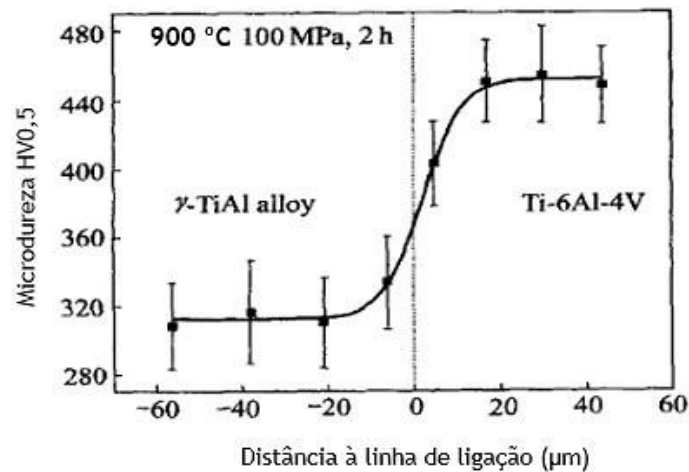


**Figura 7.** Microestruturas obtidas por SEM das interfaces das ligações de TiAl/Ti6Al4V com uma pressão de 100 MPa com: (c) uma temperatura de 880 °C durante 2h; (d) uma temperatura de 900 °C durante 2h [9].

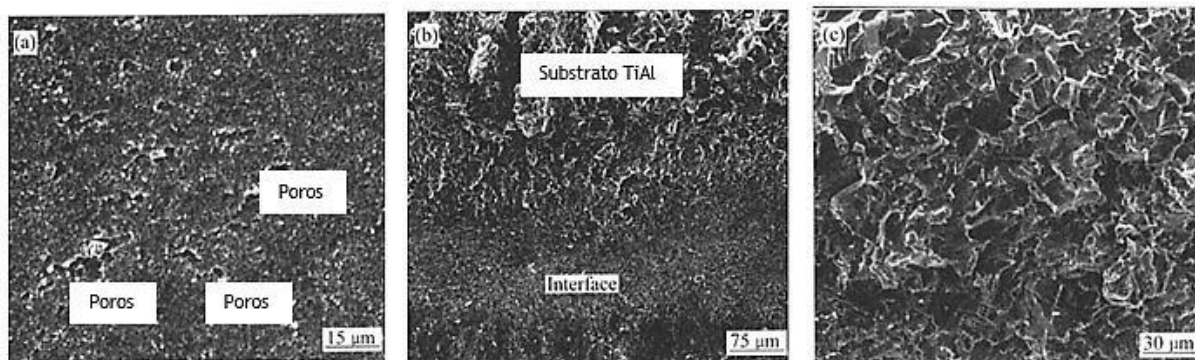
Concluíram também que as interfaces eram compostas por duas zonas distintas, sendo que o tamanho das interfaces era tão grande quanto maiores fossem as temperaturas de ligação. A análise por EDS demonstrou um claro fluxo de difusão de átomos de Al do substrato de TiAl para o substrato de Ti6Al4V, bem como um fluxo de átomos de Ti na direção oposta. Foi também concluído que que no processo de ligação, a difusão de átomos de Ti na interface é controlada maioritariamente pelo mecanismo de difusão nas fronteiras de grão. Por fim, os autores chegaram à conclusão que é conseguida uma ligação com elevada resistência à fratura aquando do processamento a 900 °C, com uma pressão de 100 MPa, durante 2 horas, tendo sido apurado que o modo de fratura destas ligações era realizado por clivagem. Na figura 8 são demonstrados os valores de microdureza Vickers, onde é possível observar os valores de dureza em função da distância da zona de ligação



Já na figura 9, são apresentadas imagens obtidas por SEM, do modo de fratura destas ligações.

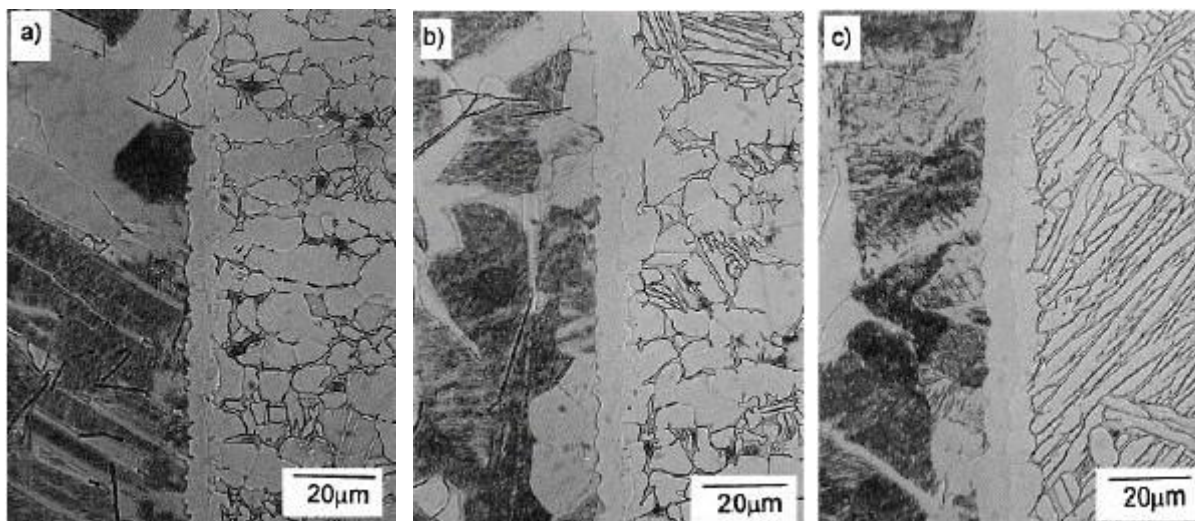


**Figura 8.** Variação da microdureza HV 0,05 em função da distância da zona de ligação. Adaptado de [9].



**Figura 9.** Fractografias de SEM de tipos de fratura típicos observados na dobragem de três pontos das ligações TiAl/Ti6Al4V: (a) Fratura de união mecânica; (B) Fratura de junção mecânica + Fratura por clivagem; (C) Fratura por Clivagem. Adaptado de [9].

*Holmquist et al.* [10] realizaram ligações entre uma liga TiAl, com uma composição química Ti-33 Al-2 Fe-1,8 V-0,1 B (% ponderal), e uma liga de Ti6Al4V através do processo de ligação por difusão no estado sólido. O processo de ligação foi efetuado às temperaturas de 900, 940 e 980 °C, com uma pressão de 200 MPa, durante um período de tempo de 60 minutos. Os autores concluíram que, com as condições indicadas, foi possível obter ligações de boa qualidade, sem o surgimento de fissuras ou poros. Repararam também que a interface, aumentava de 9 para 11 μm, com o aumento da temperatura de 900 para 980 °C. Relativamente à análise microestrutural, concluíram que existiam duas zonas distintas na interface, como é possível observar nas imagens da figura 10.



**Figura 10.** Imagem de MO que representa a ligação entre TiAl e Ti6Al4V obtida segundo as seguintes condições de processamento: temperatura de a) 900 °C, b) 940 °C e c) 980 °C, pressão de 200 MPa, período de 60 minutos. Adaptado de [10].

A zona adjacente à liga TiAl, denominada por zona 1, apresentava grãos de  $\gamma$  e  $\alpha_2$ , que possuíam um t.d.g. entre 5 a 6  $\mu\text{m}$ . A outra zona, a zona 2, era composta por grãos de  $\alpha$  e  $\alpha_2$  que possuíam um t.d.g. mais reduzido, com valores entre 1 e 2  $\mu\text{m}$ , devido à ocorrência de uma recrystalização, que levou a um grão mais fino. Por fim, os autores analisaram as ligações relativamente à sua tensão de rotura à tração e alongamento após rotura, à temperatura ambiente. Concluíram que os resultados obtidos eram bastante similares aos dados pertencentes ao substrato de TiAl.

*Glatz e Clemens.* [11] levaram a cabo ligações entre uma liga de TiAl, com a composição química de Ti-47Al-2Cr-0,2Si (% atômica), e uma liga de Ti6Al4V, com recurso à técnica de ligação por difusão no estado sólido. As ligações obtidas eram de qualidade, possuindo, no entanto, alguma microporosidade. Estas foram conseguidas com as seguintes condições de processamento: temperatura de 1000 °C, pressão de 20 MPa e período de 180 minutos. Os autores realizaram também ensaios de tração, à temperatura ambiente e a 700 °C, para que fosse possível medir a resistência ao mecânica das ligações obtidas. Os autores concluíram que se deu a fratura da liga de TiAl ao invés da liga Ti6Al4V, que não fraturou devido a uma maior resistência à temperatura ambiente desta liga. A esta temperatura o valor de resistência à tração apresentado pela ligação foi de 583 MPa. Relativamente ao ensaio conduzido a 700 °C foi possível concluir que o valor da resistência à tração da ligação foi de 235 MPa, mais reduzido do que no ensaio à temperatura ambiente, tendo ocorrido fratura da liga Ti6Al4V.

## 2.3. Brasagem

A brasagem consiste num processo que permite a união de dois materiais com recurso a uma liga de brasagem. Esta é colocada entre os materiais que se pretendem unir, sendo depois todo o conjunto elevado a uma temperatura acima da temperatura de liquidus da liga de brasagem utilizada no processo, sob vácuo. Dá-se a fusão da liga de brasagem, sendo assim garantida a molhabilidade dos substratos, tendo em vista o preenchimento de todos os poros e cavidades dos mesmos por processos de capilaridade, o que leva à formação de uma interface, concluindo a ligação entre os materiais. Durante este processo dá-se a fusão da liga de brasagem, que garante uma ligação através da formação de uma interface. A figura 11 demonstra a evolução do processo de brasagem [1-4].

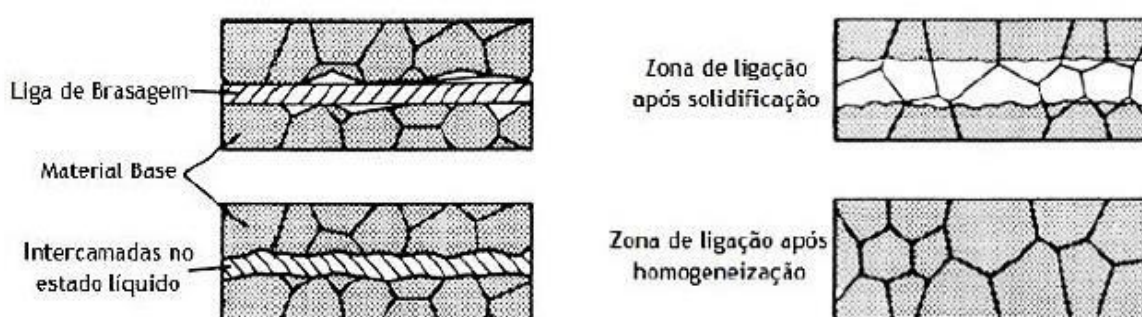


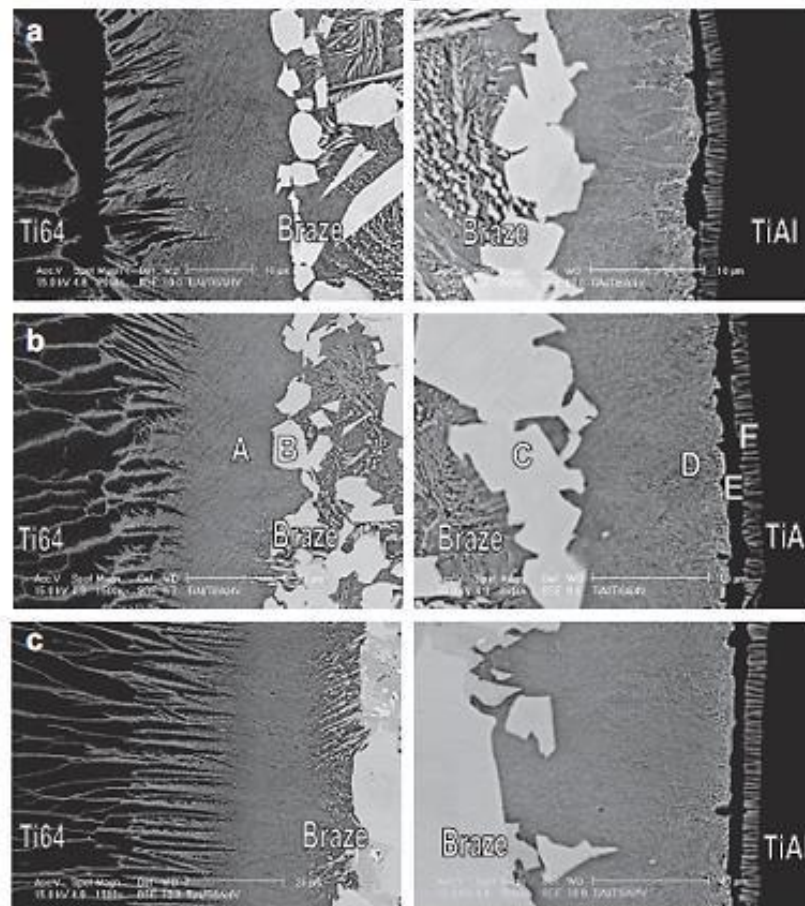
Figura 11. Esquema representativo do mecanismo existente no processo de brasagem [3].

O sucesso desta prática depende de vários fatores, como a molhabilidade dos materiais base pela liga de brasagem fundida, a temperatura, pressão e atmosfera aplicadas no processo, as taxas de aquecimento e arrefecimento associadas ao mesmo, a distância entre as superfícies a unir e a qualidade superficial das mesmas. Um dos parâmetros mais determinantes é a pressão aplicada durante o processo, denominada de pressão de contacto, pois quanto melhor o contacto entre substratos, melhor será a ligação resultante. Na bibliografia é possível encontrar diversos casos de ligação de ligas TiAl e Ti6Al4V através deste processo. Alguns destes serão expostos em seguida.

*Shiue et al.* [12], procederam à brasagem dissimilar, por infravermelhos, de uma liga TiAl ( $Ti_{50}Al_{50}$ ) com uma liga Ti6Al4V, com recurso a dois tipos de liga de brasagem Ticuni (Ti-15Cu-25Ni e Ti-15Cu-15Ni (%atômica)). Foi realizada a brasagem a uma taxa de aquecimento de 26 °C/s, sendo que todas as amostras foram pré-aquecidas a 800 °C durante 5 minutos, antes de serem aquecidas até à temperatura de brasagem. Foram realizados ensaios de corte, para avaliar a resistência ao corte das juntas brasadas. Os autores concluíram que as juntas consistem, maioritariamente em fases ricas em Ti,  $Ti_2Ni$  e  $Ti_3Al$  interfacial. Foi notório que a quantidade de  $Ti_2Ni$  diminuía com o aumento da temperatura de brasagem e/ou com o tempo de brasagem, devido à difusão de Ni da liga de brasagem para o substrato



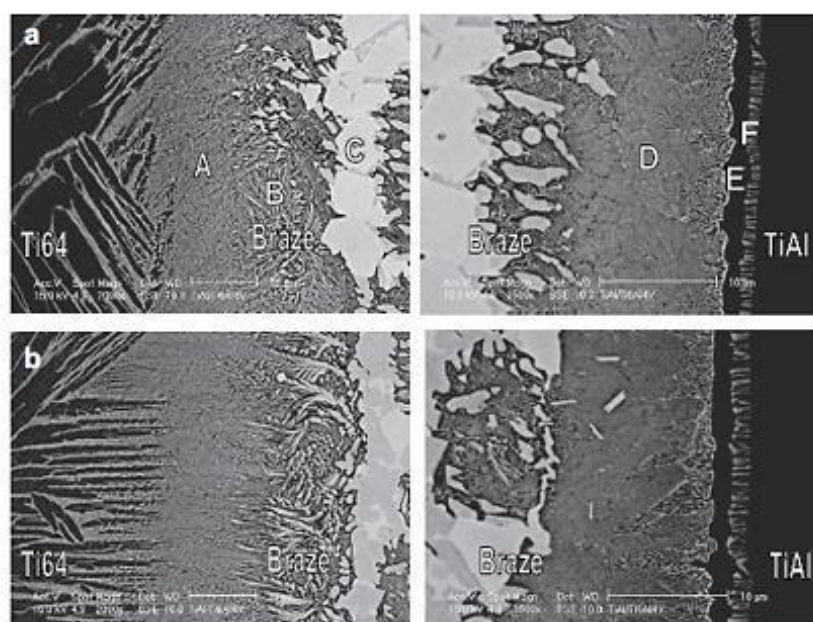
de Ti6Al4V. Contrariamente a estas fases, o  $Ti_3Al$  interfacial, que resultou do ciclo de arrefecimento realizado devido à solubilidade limitada do Al na fase  $\alpha$ , apresentou-se insensível a estas variáveis. Nas imagens das figuras 13 e 14 é possível observar a microestrutura e composição química das juntas brasadas com ambas as ligas de brasagem Ticuni a diferentes temperaturas e tempos de brasagem, já nas tabelas 1 e 2, observam-se as composições químicas e fases prováveis presentes nas imagens das figuras 12 e 13.



**Figura 12.** Imagens de SEM e resultados da análise química por EDS das juntas de Ti6Al4V e TiAl, brasadas por infravermelhos usando uma liga de brasagem Ticuni (Ti-15Cu-25Ni (% atómica)): a) 930 °C, 180 s; b) 930 °C, 300 s; c) 950 °C, 300 s [12].

**Tabela 1.** Composição química e fases prováveis presentes nas juntas de das juntas de Ti6Al4V e TiAl, brasadas por infravermelhos usando uma liga de brasagem Ticuni (Ti-15Cu-25Ni (% atómica)), referente às imagens da figura 5. Adaptado de [12].

at%	A	B	C	D	E	F
TI	75,4	63,4	63,7	70,1	72,6	50,4
NI	8,1	27,9	29	9,3	—	7,5
CU	4,4	5,9	5,7	5,8	—	3,4
AL	10,5	2,5	1,4	14,5	27,4	38,7
V	1,7	0,4	0,2	0,4	—	—
Fase Provável	$\alpha$ -Ti	$Ti_2$ -Ni	$Ti_2$ -Ni	$\alpha$ -Ti	$Ti_2$ Al	



**Figura 13.** Imagens de SEM e resultados da análise química por EDS das juntas de Ti6Al4V e TiAl, brasadas por infravermelhos usando uma liga de brasagem Ticuni (Ti-15Cu-15Ni (% atômica)) a 950 °C durante: a) 180 s; b) 300 s. Adaptado de [12].

**Tabela 2.** Composição química e fases prováveis presentes nas juntas de das juntas de Ti6Al4V e TiAl, brasadas por infravermelhos usando uma liga de brasagem Ticuni (Ti-15Cu-15Ni (% atômica)), referente às imagens da figura 15. Adaptado de [12].

at%	A	B	C	D	E	F
TI	81,6	76,2	65,7	70,8	72	45,6
NI	6,4	8	27,6	7,7	—	7,8
CU	3,7	8,9	6,7	8,7	1,7	7,5
AL	8,3	6,9	—	12,8	26,3	39,1
V	—	—	—	—	—	—
Fase Provável	$\alpha$ -Ti	$\alpha$ -Ti	Ti <sub>2</sub> -Ni	$\alpha$ -Ti	Ti <sub>2</sub> Al	

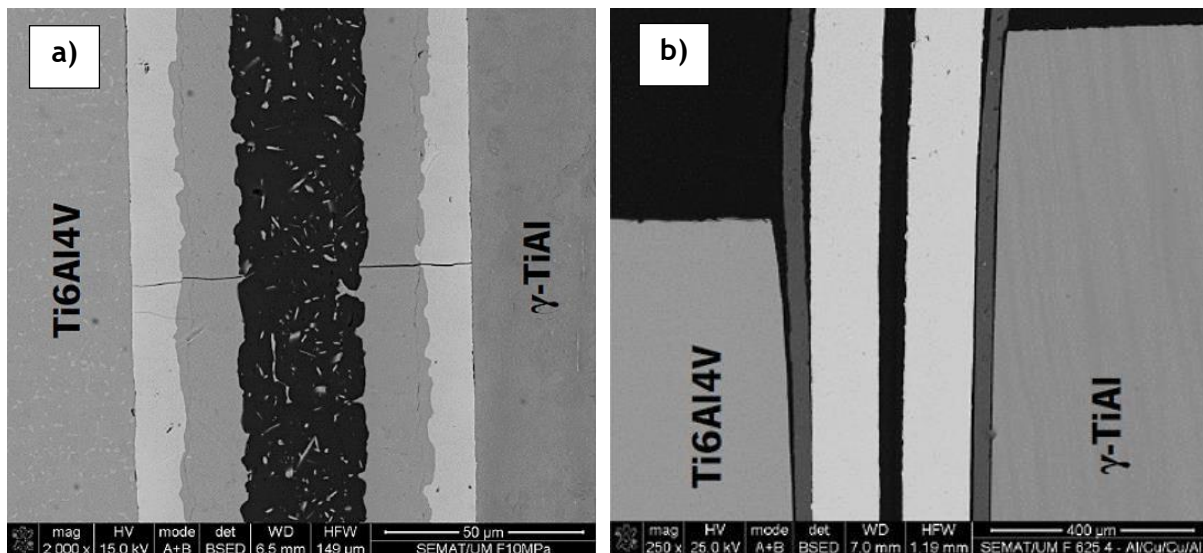
Os autores concluíram que a resistência ao corte média das juntas brasadas por infravermelhos, aumentou com o tempo de brasagem, sendo o valor mais baixo, 189 MPa, obtido para 5 minutos de tempo de brasagem, com a liga de brasagem Ti-15Cu-25Ni e o valor mais alto, 280 MPa, obtido para 20 minutos de tempo de brasagem com a liga de brasagem Ti-15Cu-15Ni. Foi possível observar também que a presença das fases Ti<sub>2</sub>Ni e Ti<sub>3</sub>Al interfacial, deterioraram a resistência ao corte das juntas. A resistência da ligação aumentava através do aumento da temperatura de brasagem, do tempo de brasagem e/ou através do uso de uma liga de brasagem com menor teor de Ni, como a liga Ti-15Cu-15Ni. Neste trabalho, além de permitir melhorar o processo, também reduzia a formação de Ti<sub>2</sub>Ni na junta brasada. Na tabela 3 é possível observar a resistência ao corte média das juntas brasadas por infravermelhos.



**Tabela 3.** Resistência ao corte média das juntas de Ti6Al4V e TiAl, brasadas por infravermelhos. Adaptado de [12].

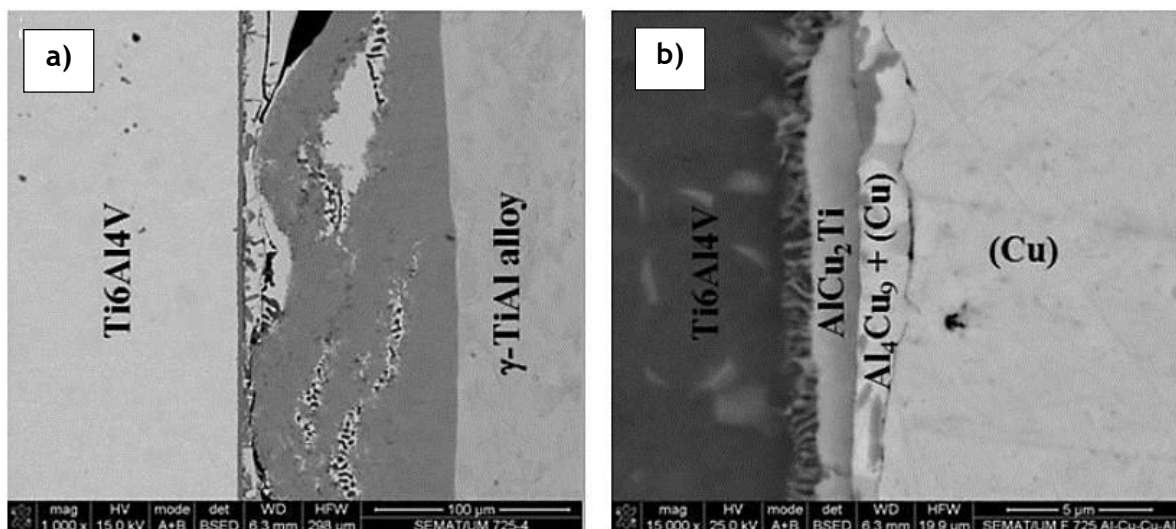
Liga de Brasagem	Temperatura (°C)	Tempo (min)	Resistência ao Corte (Mpa)
Ti-15Cu-25Ni	970	5	189
	970	15	214
Ti-15Cu-15Ni	970	5	240
	970	10	270
	970	20	280

Num outro trabalho, *M. Costa* [13], procedeu a ligações entre as ligas TiAl e Ti6Al4V por brasagem por difusão com recurso a multifolhas Al/Cu. A autora, realizou ligações dissimilares, sob vácuo, com diferentes tipos de conjuntos de condições. As condições de processamento variavam a temperatura, 625 ou 725 °C, o tempo de estágio, de 60 a 120 minutos, a pressão, de 4 a 10 MPa e, por fim, utilização das multicamadas, Cu/Al/Cu ou Al/Cu/Cu/Al. Em relação às interfaces obtidas, para o processamento com recurso à configuração de multicamadas Cu/Al/Cu, a uma temperatura de 625 °C, com um tempo de estágio de 60 minutos e uma pressão de 4 MPa, a ligação foi conseguida através da formação de duas camadas de reação constituídas por  $\text{Al}_2\text{Ti}$ . Como a interface formada não apresentava uma zona morfológicamente típica do eutético, a autora concluiu que, durante a ligação, não houve formação de fase líquida. Foi notório, no processamento com outros conjuntos de condições, mas mantendo a configuração de multicamadas, que o aumento da temperatura promoveu alterações na interface resultante, existindo maior nível de heterogenidade na mesma. Já o tempo de estágio não induziu qualquer tipo de alterações relevantes. Com o processamento efetuado a uma temperatura de 625 °C, com uma configuração de multicamadas Al/Cu/Cu/Al, formou-se uma interface homogênea, que não inibiu, no entanto, a formação da fase frágil  $\text{Al}_2\text{Cu}$ . Por fim, no processamento realizado com a mesma configuração de multicamadas, mas com uma temperatura de 725 °C, foi obtida uma interface que apresentava fases com um potencial de resistência a temperaturas elevadas relevante. Neste caso a fase frágil  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , foi eliminada. Nas imagens da figura 14 são apresentadas duas das interfaces obtidas por SEM.



**Figura 14.** a) Imagens da Interface resultante do processamento de ligações efetuado a a) 625 °C; b) 725 °C, durante a) 60 minutos; b) 60 minutos, com uma pressão de a) 10 MPa; b) 4MPa e com a configuração a) Cu/Al/Cu; b) Al/Cu/Cu/Al, obtida por SEM [13].

*Costa et al. [14]* fizeram o processamento de ligações entre as ligas TiAl, com uma composição de Ti-47Al-2Cr-2Nb (% atómica), e Ti6Al4V, recorrendo ao processo de brasagem por difusão e usando multicamadas Al/Cu. As ligações foram realizadas a duas temperaturas distintas, 625 e 725 °C, com um tempo de estágio de 60 minutos, com uma pressão de 4 MPa e duas configurações de multicamadas diferentes: Cu/Al/Cu (34,5 Cu (% ponderal)) e Al/Cu/Cu/Al (93 Cu (% ponderal)). Após a análise das interfaces obtidas, foi notória a disparidade das mesmas aquando da utilização dos diferentes conjuntos de multicamadas. Para o conjunto Cu/Al/Cu, a zona da interface apresentava fissuração e zonas não ligadas, facto que não variava independentemente da temperatura utilizada. Por outro lado, para o conjunto Al/Cu/Cu/Al, foi evidente a diminuição substancial de defeitos presentes na interface, apesar de existir invariavelmente alguma microfissuração, quando o processamento foi efetuado a 725 °C. Por fim, os autores concluíram, após análise EDS, que a ligação dos substratos era promovida pela formação da fase  $\text{AlCu}_2\text{Ti}$ , tendo sido também identificada uma fase existente entre a fase  $\text{AlCu}_2\text{Ti}$  e o centro da interface. As imagens da figura 15 demonstram a diferença entre as interfaces obtidas com recurso a configurações de multicamadas diferentes.



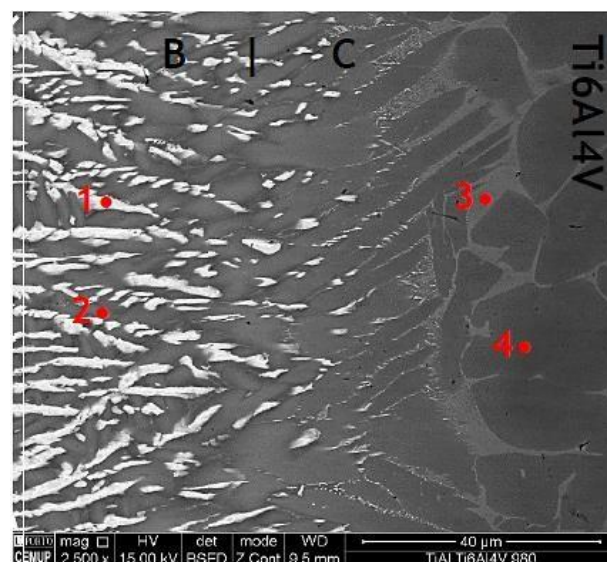
**Figura 15.** Imagens das ligações das ligas TiAl e Ti6Al4V a uma temperatura de 725 °C, com um tempo de estágio de 60 minutos, com uma pressão de 4 MPa e com uma configuração de multicamadas a) Cu/Al/Cu; b) Al/Cu/Cu/Al, obtida por SEM [14].

Soares A. [15] desenvolveu um estudo em que se realizaram ligações entre as ligas TiAl, com uma composição química de Ti-50Al-45Cr-5Nb (% atômica), e Ti6Al4V, recorrendo ao processo de brasagem por difusão. O processamento das ligações foi executado às temperaturas de 900, 950 e 980 °C, com um tempo de estágio de 30 minutos, em vácuo ( $10^{-2}$  Pa), utilizando como ligas de brasagem uma liga designada por Ag-Cu/Ti/Ag-Cu, composta por uma folha de Ti revestida por uma camada de Ag e Cu por pulverização catódica. Todas as ligações foram sujeitas a análise EDS e SEM, para caracterização microestrutural, e a ensaios de microdureza Vickers, com o objetivo de se apurar a resistência mecânica das mesmas. Relativamente ao processamento conduzido à temperatura de 900 °C, não houve ligação. No caso do processamento à temperatura de 950 °C, ocorreu ligação, mas apenas entre a liga de brasagem e a liga TiAl, havendo somente zonas de reação entre a liga de brasagem e a liga Ti6Al4V. Verificou-se também alguma porosidade presente na interface, na liga TiAl e na superfície da liga Ti6Al4V. Quanto ao processamento à temperatura de 980 °C, constatou-se que este foi o mais bem sucedido, uma vez que os substratos estavam totalmente ligados, não apresentando qualquer tipo de porosidade. A autora concluiu também que com o aumento da temperatura, era evidente um aumento da zona da interface. A análise EDS e SEM, permitiu caracterizar microestruturalmente as ligações, tendo sido identificadas as fases TiAg + Ti<sub>2</sub>(Ag,Cu), (α-Ti) + AgTi<sub>2</sub>, (α-Ti) e (α-Ti) + Ti<sub>3</sub>Al. Por fim, os ensaios de microdureza Vickers ditaram que os valores de dureza da liga Ti6Al4V diminuem com a diminuição da temperatura, tendo a autora constatado que tal poderia dever-se a um crescimento de grão. A 980 °C, temperatura à qual a ligação foi bem sucedida, concluiu-se que a interface era mais macia no centro e mais dura na periferia, o que levou a autora a argumentar que tal se poderia dever à presença TiAg e Ti<sub>2</sub>(Cu,Ag) que possuem

dureza menor que o Ti. A figura 16 e a tabela 4 possuem dados relativos à caracterização microestrutural das ligações, ao passo que, a tabela 5 fornece dados relativos aos valores de dureza das ligações obtidas a 980 °C.

**Tabela 4.** Composição química (% atômica), expondo as fases que provavelmente estão presentes na constituição das interfaces da ligação entre as ligas TiAl e Ti6Al4V a 980 °C. Adaptado de [15].

Zona	Ag	Al	Cu	Ti	V	Fase
1	31,5	—	5	63,5	—	TiAg + Ti <sub>2</sub> (Ag,Cu)
2	4,4	4,6	—	90	—	(α-Ti) + AgTi <sub>2</sub>
3	—	8	1,5	80,4	10,1	(α-Ti)
4	—	14	—	—	—	(αTi) + Ti <sub>3</sub> Al



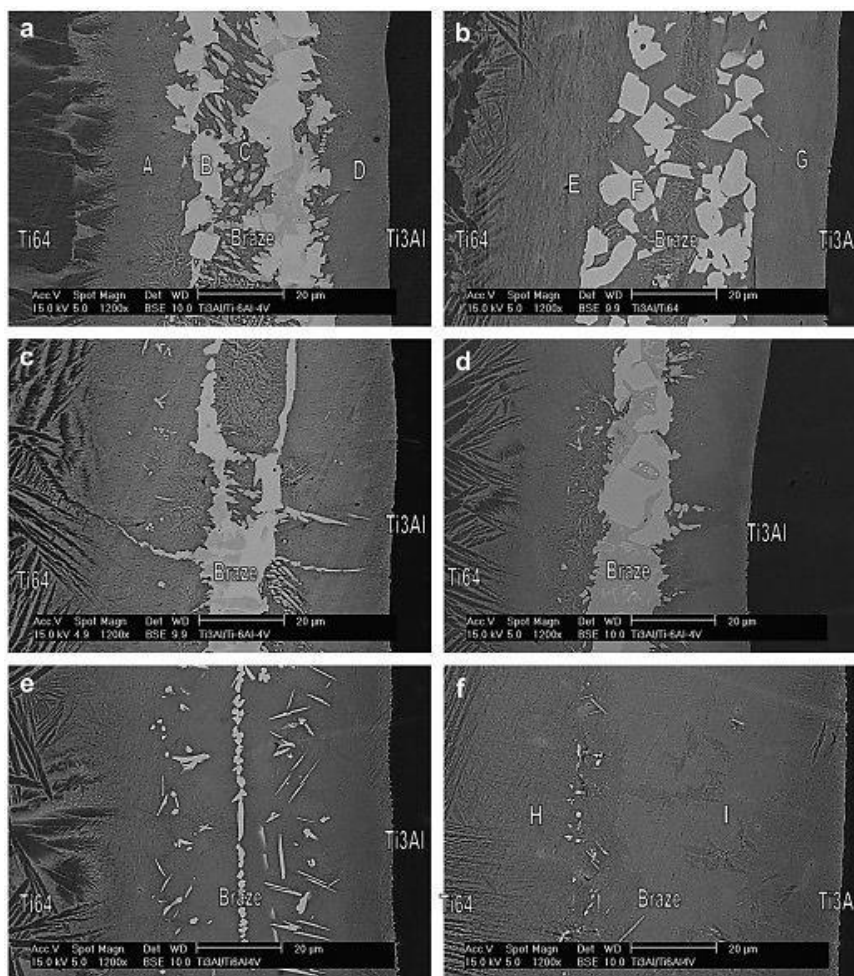
**Figura 16.** Imagens de SEM da microestrutura da ligação entre as ligas TiAl e Ti6Al4V processada à temperatura de 980 °C. Adaptado de [15].

**Tabela 5.** Valores de microdureza Vickers (HV 0,01) das diferentes camadas da ligação. Adaptado de [15].

	Microdureza Vickers
	HV 0,01
TiAl	368 ± 18
Interface	257 ± 19
Ti6Al4V	432 ± 11



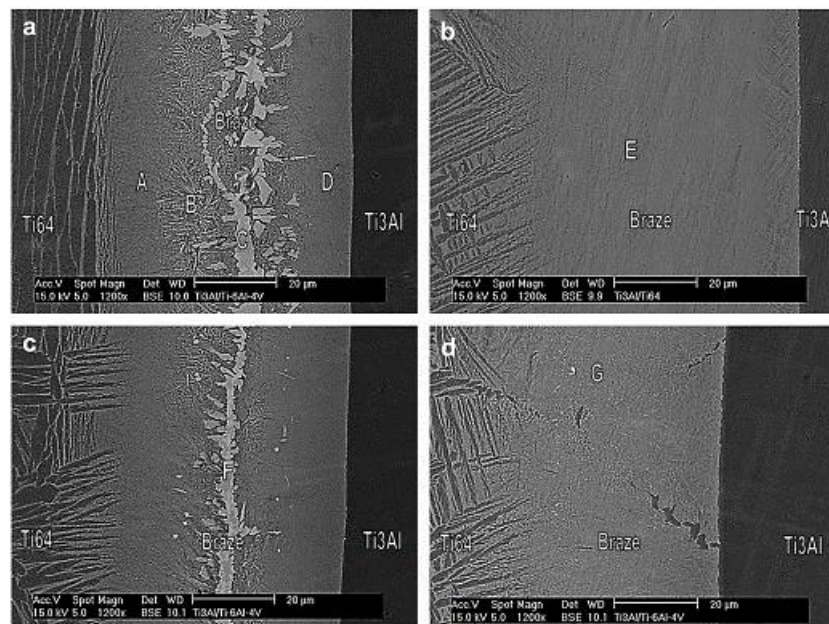
Num outro estudo de *Shiue et al.* [16] foi efetuada a ligação de uma liga  $Ti_3Al$  a uma liga de  $Ti6Al4V$ , com recurso à técnica de brasagem por infravermelhos. Neste trabalho foram utilizadas duas ligas de brasagem distintas:  $Ti-15Cu-25Ni$  e  $Ti-15Cu-15Ni$  (% ponderal). O processamento das ligações foi conduzido às temperaturas de 930, 950 e 970 °C, durante períodos de tempo de 3 a 15 minutos. Após o processamento, os autores concluíram que as ligações consistiam, em relação à sua microestrutura, numa matriz rica em Ti e numa fase intermetálica  $Ti_2Ni$ , não existindo qualquer fase interfacial entre a zona de ligação e os substratos. Os autores chegaram também à conclusão que a quantidade da fase  $Ti_2Ni$  diminuía com o aumento da temperatura de brasagem, ou então devido à depleção da quantidade de Ni da liga de brasagem para o substrato de  $Ti6Al4V$  durante a brasagem. Nas imagens das figuras 17 e 18 pode-se observar a microestrutura das ligações com ambas as ligas de brasagem  $TiCuNi$  a diferentes temperaturas e tempos de brasagem. Quanto às tabelas 6 e 7, observam-se as composições químicas e fases prováveis presentes nas imagens das figuras 17 e 18.



**Figura 17.** Imagens de SEM das juntas de  $Ti6Al4V$  e  $Ti_3Al$ , brasadas por infravermelhos usando uma liga de brasagem  $TiCuNi$  ( $Ti-15Cu-25Ni$  (% atômica)): a) 930 °C, 3 min; b) 930 °C, 5 min; c) 950 °C, 5 min; d) 970 °C, 3 min; e) 970 °C, 5 min; f) 970 °C, 10 min. [16].

**Tabela 6.** Composição química e fases prováveis presentes nas juntas de das juntas de Ti6Al4V e Ti<sub>3</sub>Al, brasadas por infravermelhos usando uma liga de brasagem Ticuni (Ti-15Cu-25Ni (% atômica)), referente às imagens da figura 17. Adaptado de [16].

at%	A	B	C	D	E	F	G	H	I
Ti	77,2	0,3	76,7	73,1	83,3	66	83,4	78,4	75,4
Ni	9,3	26,7	9,5	8	7,9	27,4	7,8	6,8	6,9
Cu	6,5	10	4,7	7	0,9	1,9	1,6	5	4,5
Al	6,2	3	8,9	11,9	5,2	3,6	6,3	8,6	12,5
V	0,8	0	0,2	0	2,7	1,1	0,9	1,2	0,7
Fase Provável	$\alpha$ -Ti	Ti <sub>2</sub> -Ni	$\alpha$ -Ti	$\alpha$ -Ti	$\alpha$ -Ti	Ti <sub>2</sub> Ni	$\alpha$ -Ti	$\alpha$ -Ti	$\alpha$ -Ti



**Figura 18.** Imagens de SEM das juntas de Ti6Al4V e Ti<sub>3</sub>Al, brasadas por infravermelhos usando uma liga de brasagem Ticuni (Ti-15Cu-15Ni (% atômica)): a) 950 °C, 3 min; b) 950 °C, 10 min; c) 950 °C, 5 min; d) 970 °C, 3 min; e) 970 °C, 5 min [16].

**Tabela 7.** Composição química e fases prováveis presentes nas juntas de das juntas de Ti6Al4V e Ti3Al, brasadas por infravermelhos usando uma liga de brasagem Ticuni (Ti-15Cu-15Ni (% atômica)), referente às imagens da figura 17. Adaptado de [16].

Liga de Brasagem	Temperatura (°C)	Tempo (min)	Resistência ao Corte (MPa)
Ti-15Cu-25Ni	930	3	304
	950	5	355
	970	5	357
	970	10	373
Ti-15Cu-15Ni	970	3	344
	970	5	360
	970	10	369

Relativamente à resistência ao corte das amostras, os autores concluíram que o valor deste parâmetro excedia os 300 MPa em todas as ligações obtidas. Repararam inclusive que, com o aumento da temperatura de brasagem e/ou com o aumento do tempo de brasagem, estes valores aumentavam ligeiramente. A amostra submetida a um processamento a 930 °C, durante 3 minutos, apresentou o valor de resistência ao corte mais reduzido, com 304 MPa. O valor mais alto foi atingido pela amostra processada a 970 °C, durante 10 minutos, sendo este de 373 MPa. A tabela 8 demonstra os valores de resistência ao corte obtidos para as diferentes condições de processamento.

**Tabela 8.** Resistência ao corte média das juntas de Ti6Al4V e Ti3Al, brasadas por infravermelhos. Adaptado de [16].

at%	A	B	C	D	E	F	G
Ti	79,2	76,5	65,5	74,8	70,5	64,8	75,7
Ni	5,4	9,3	14,1	6,9	10,5	16,7	9,5
Cu	6,5	9,2	17,8	6,6	10,9	15,2	7,8
Al	7,4	4,8	2,6	11,7	8,1	3,2	5,5
V	1,5	0,2	0	0	0	0	1,5
Fase Provável	$\alpha$ -Ti	Ti <sub>2</sub>	Ti <sub>2</sub> Ni/ Ti <sub>2</sub> Cu	$\alpha$ -Ti	$\alpha$ -Ti	Ti <sub>2</sub> Ni/ Ti <sub>2</sub> Cu	$\alpha$ -Ti

Por fim, concluíram que a presença de uma fase enorme e contínua de  $Ti_2Ni$  na junta, fazia com que a força da ligação se deteriorasse, o que resultava numa fratura por clivagem aquando da realização dos ensaios de corte.

Na tabela que se segue estão dispostos os materiais ligados, as ligas de brasagem utilizadas, as condições de processamento e, caso existam, os dados relativos à resistência ao corte de todos os estudos relativos à brasagem apresentados anteriormente.

**Tabela 9.** Quadro resumo relativo aos estudos relacionados com a brasagem de TiAl a Ti6Al4V apresentados neste trabalho.

Materiais Base	Liga de Brasagem	Parâmetros de Brasagem	Resistência ao Corte (MPa)	Referência Bibliográfica
TiAl/Ti6Al4V	Ti-15Cu-25Ni	970 °C/5 min	189	[12]
	Ti-15Cu-15Ni	970 °C/20 min	280	
Ti-47Al-2Cr-2Nb/Ti6Al4V	Cu/Al/Cu (34,5 Cu)	725 °C/60 min	—	[13]
	Al/Cu/Cu/Al (93 Cu)			
TiAl/Ti6Al4V	Cu/Al/Cu (34,5 Cu)	625 °C ou 725°C/60 ou 120 min	—	[14]
	Al/Cu/Cu/Al (93 Cu)			
Ti-50Al-45Cr-5Nb/Ti6Al4V	Ag-Cu/Ti/Ag-Cu	980 °C/30 min	—	[15]
Ti <sub>3</sub> Al/Ti6Al4V	Ti-15Cu-25Ni	930 °C/3 min	304	[16]
	Ti-15Cu-15Ni	970 °C/10 min	373	



Tendo por base estes dados, procedeu-se à elaboração de um trabalho que consistiu na realização de ligações entre as ligas TiAl e Ti6Al4V, avaliando-as relativamente à sua composição química e propriedades mecânicas, neste caso a dureza e a resistência ao corte.

### 3. Procedimento Experimental

No presente trabalho realizou-se o processamento de ligações dissimilares entre TiAl e Ti6Al4V. A brasagem por difusão foi o processo escolhido, tendo sido utilizados dois tipos distintos de ligas de brasagem TiNi e TiCuNi. Na figura 19, está representado um fluxograma que demonstra todas as etapas do procedimento experimental efetuado.

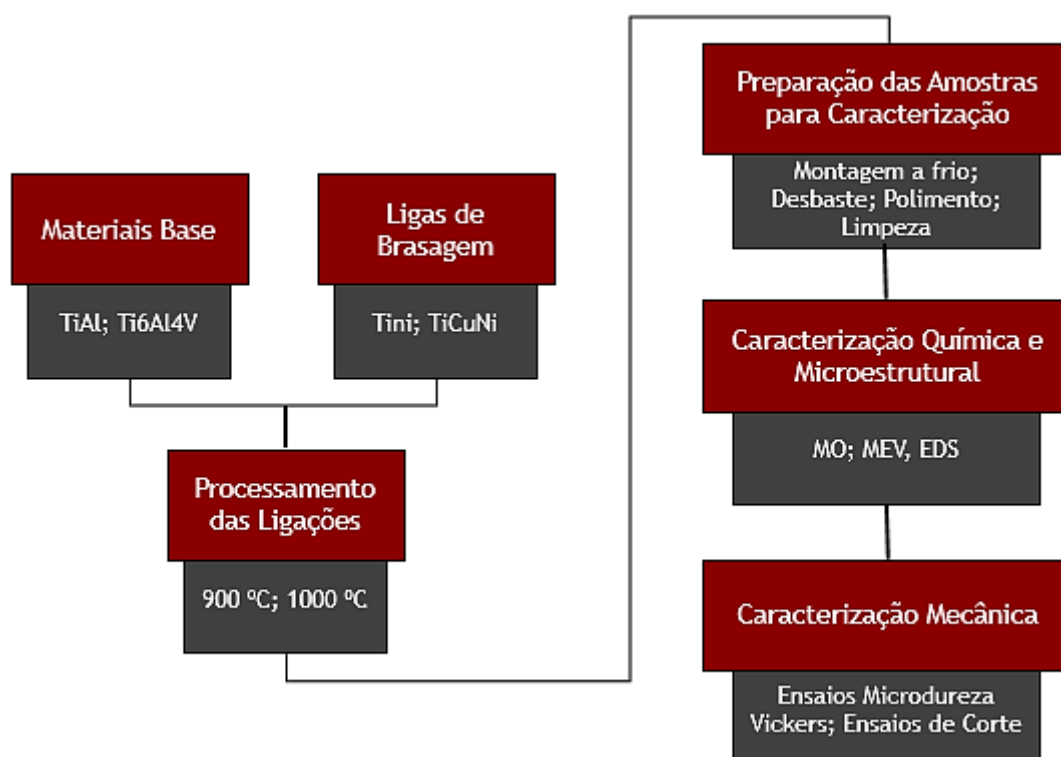


Figura 19. Fluxograma representativo do procedimento experimental efetuado.

#### 3.1. Materiais

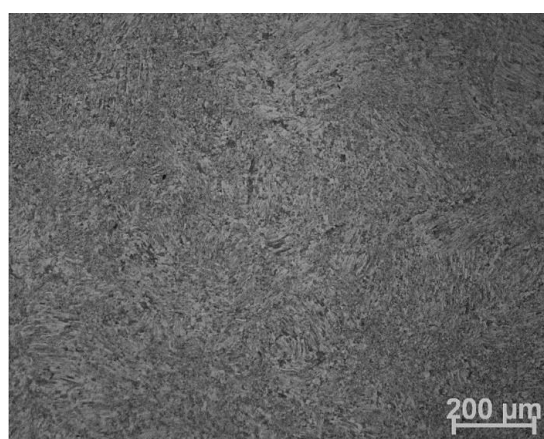
Os materiais base utilizados nas ligações efetuadas consistiram em dois tipos de ligas: uma liga TiAl e uma liga Ti6Al4V.

A liga TiAl é composta essencialmente por Ti, Al e Nb. A tabela 10 demonstra a composição química da liga como foi obtida.

**Tabela 10.** Composição química (% atômica) da liga TiAl como foi obtida.

Material	Teor do Elemento (% atômica)		
	Ti	Al	Nb
TiAl	48,00	46,72	5,28

A liga TiAl possuía uma microestrutura duplex, apresentando uma mistura de grãos  $\gamma$  com grãos lamelares, sendo estes últimos compostos por  $\gamma$  e  $\alpha_2$ . É possível distinguir com facilidade as duas fases presentes através da diferença na tonalidade, sendo uma mais clara, que se encontra maioritariamente nas fronteiras de grão, e a outra mais escura. Mecanicamente, a liga TiAl possuía um elevado ponto de fusão (1460 °C), uma baixa densidade (3,9 - 4,2 g/ cm<sup>3</sup>) e um elevado módulo de Young específico (50 a 70% superior ao das superligas de níquel, por exemplo). A figura 20 apresenta uma imagem de MO da microestrutura da liga TiAl.

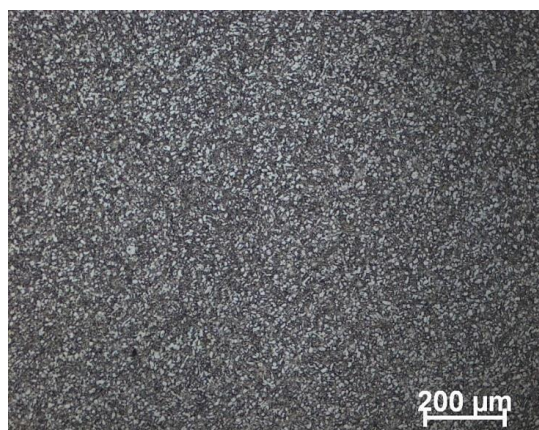


**Figura 20.** Imagem de MO da microestrutura da liga TiAl.

Por sua vez, a liga Ti6Al4V era composta maioritariamente por Ti, Al e V, possuindo uma microestrutura lamelar. Mecanicamente, possuía uma dureza entre 300 e 400 HV, um módulo de Young entre 110 e 140 GPa e uma tenacidade à fratura entre 33 e 110 MPa/m<sup>2</sup> e um ponto de fusão de 995 °C. Na tabela 11 observa-se a composição química da liga Ti6Al4V, ao passo que, na figura 21 está presente uma imagem de MO da microestrutura da liga Ti6Al4V.

**Tabela 11.** Composição química (% atômica) da liga Ti6Al4V.

Material	Teor do Elemento (% atômica)		
	Ti	Al	V
Ti6Al4V	85,24	12,29	2,47



**Figura 21.** Imagem de MO da microestrutura da liga Ti6Al4V.

As ligas de brasagem utilizadas no presente trabalho foram uma liga TiNi e uma liga TiCuNi. As composições químicas das ligas comerciais estão representadas nas tabelas 12 e 13.

**Tabela 12.** Composição química (% atômica) da liga de brasagem comercial TiNi67.

Liga de Brasagem	Teor do Elemento (% atômica)	
	Ti	Ni
TiNi67	67	33

**Tabela 13.** Composição química (% atômica) da liga de brasagem comercial TiCuNi.

Liga de Brasagem	Teor do Elemento (% atômica)		
	Ti	Cu	Ni
TiCuNi	70	15	15

Nas figuras 22 e 23 estão dispostas imagens das ligas de brasagem TiNi67 e TiCuNi, respetivamente.

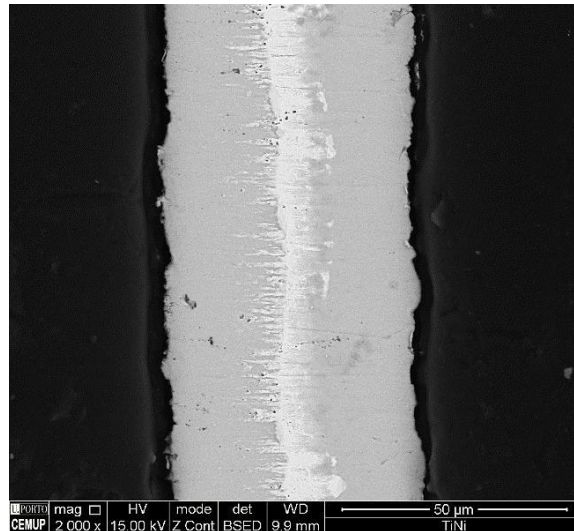


Figura 22. Imagem de SEM da microestrutura da liga de brasagem TiNi.

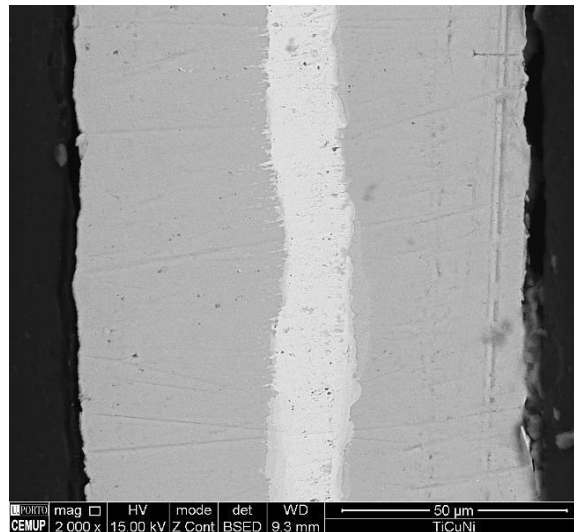


Figura 23. Imagem de SEM da microestrutura da liga de brasagem TiCuNi.

## 3.2. Técnicas Experimentais

### 3.2.1. Caracterização das Ligas de Brasagem

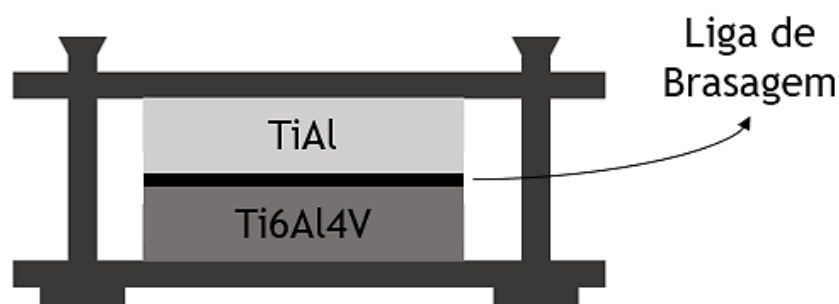
Inicialmente as ligas de brasagem, TiNi e TiCuNi, foram limpas com álcool. A análise química foi realizada com recurso à técnica de EDS, ao passo que, a caracterização microestrutural das mesmas, bem como a identificação das fases, foram efetuadas recorrendo às imagens obtidas através do SEM, no equipamento FEI Quanta 400FEG/EDAX Genesis X4M, de alta resolução.

### 3.2.2. Processamento das Ligações

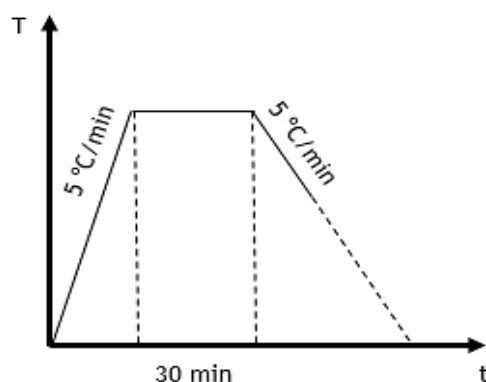
Os materiais base foram preparados metalograficamente com recurso a lixas de SiC até 1000 mesh.

As ligações foram processadas num sistema composto por um forno horizontal tubular, ao qual está acoplada uma bomba de vácuo. Seguidamente, foram definidos os parâmetros condizentes com a ligação que se pretendia efetuar. Foram realizadas ligações a duas temperaturas de ligação, nomeadamente 950 e 1000 °C, com um tempo de estágio de 30 minutos, com velocidades de aquecimento e arrefecimento de 5 °C/min e com um vácuo de  $10^{-2}$  MPa.

Foram posteriormente elaborados conjuntos de amostras que consistiam num substrato de TiAl sobreposto a um outro substrato de Ti6Al4V, com uma liga de brasagem (TiNi ou TiCuNi) colocada entre os mesmos. Estes conjuntos foram depois fixos através da pressão de contacto gerada por um sistema que consistia em duas chapas de aço inoxidável presas com recurso a dois parafusos. Na figura 24 está demonstrado um esquema representativo do sistema em questão, já na figura 25 pode observar-se o ciclo térmico aplicado na técnica de brasagem por difusão que foi realizada.



**Figura 24.** Representação esquemática do sistema de montagem das amostras.



**Figura 25.** Gráfico que demonstra o ciclo térmico aplicado na técnica de brasagem.

A escolha das temperaturas de brasagem foi realizada com base em ligações já realizadas na bibliografia, tendo sido selecionada a menor temperatura à qual se obtinham

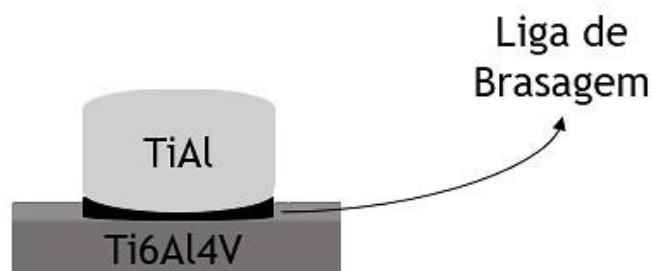
ligações de qualidade, neste caso, 900 °C. No entanto foi necessário, mais tarde, um aumento da temperatura de brasagem para obtenção de resultados mais satisfatórios.

### 3.2.3. Caracterização Microestrutural das Ligações

Para a caracterização microestrutural das ligações efetuadas, recorreu-se a análise por MO, SEM e EDS. As amostras foram preparadas com um desbaste sequencial até à lixa de 4000 mesh, seguindo-se um acabamento realizado com recurso a panos com suspensão de diamante de 6 µm e 1 µm. Por fim as amostras foram sujeitas a um acabamento com sílica coloidal. Com a análise de EDS foi possível identificar a composição química das fases presentes nas interfaces, mais concretamente em zonas específicas devidamente identificadas. Posteriormente, a análise de diagramas de equilíbrio em conjunto com os dados obtidos anteriormente, levou à identificação das fases mais prováveis presentes nas ligações.

### 3.2.4. Caracterização Mecânica das Ligações

A caracterização mecânica das ligações obtidas foi realizada com recurso a ensaios de dureza e de corte. Os ensaios de dureza foram realizados num microdurímetro que estava equipado com um indentador Vickers da marca Struers. Tanto as ligas de brasagem como as ligações efetuadas foram alvo destes ensaios, salientando que os substratos e as interfaces foram ambos ensaiados. Para todos os ensaios de dureza utilizou-se uma carga de 10 g (HV 0,01), durante 15 s. Já os ensaios de corte foram realizados em amostras preparadas especificamente para este procedimento. Estas consistiam num substrato circular de TiAl sobre um outro substrato de Ti6Al4V, sendo que, entre estes, estava colocada uma liga de brasagem TiNi ou TiCuNi, como está representado na figura 26.



**Figura 26.** Representação esquemática do sistema de montagem das amostras para os ensaios de corte.

Estas amostras foram alvo de um desbaste com uma sequência de lixas até 4000 mesh, seguindo-se um acabamento realizado com recurso a panos com suspensão de diamante de 6 µm e 1 µm e também com sílica coloidal. Os ensaios de corte foram realizados

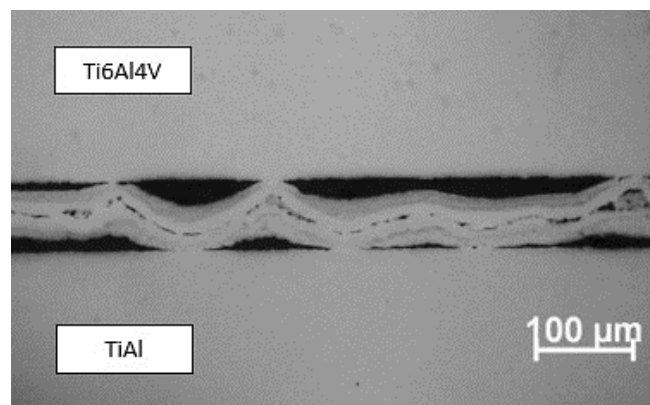
segundo uma velocidade de 1 mm/min. Por fim, as amostras foram sujeitas a SEM e análise EDS, tendo também sido obtidas algumas imagens de lupa das interfaces.

## 4. Resultados e Discussão

No presente capítulo serão apresentados e discutidos os resultados obtidos neste trabalho. É de salientar que estes resultados são relativos à caracterização microestrutural e mecânica de ligações dissimilares da liga TiAl à liga Ti6Al4V obtidas por brasagem, recorrendo às ligas de brasagem TiNi e TiCuNi. O capítulo foi dividido em duas partes: uma referente aos resultados obtidos utilizando a liga de brasagem TiNi e uma outra relativa aos resultados obtidos com a liga de brasagem TiCuNi.

### 4.1. Brasagem com liga de brasagem TiNi

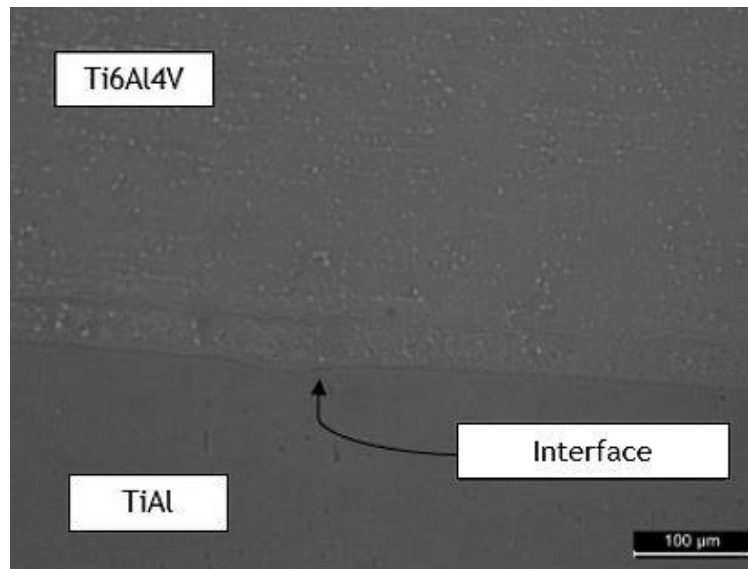
À temperatura de 900 °C, não foi possível obter uma ligação de qualidade. Como é possível observar na figura 27, existiam algumas zonas em que a ligação era, efetivamente, de boa qualidade, contudo, ao longo da interface observavam-se continuamente zonas não ligadas, tendo-se concluído que, com estas condições de processamento, era impossível obter ligações bem sucedidas. O aparecimento de zonas mal ligadas pode ser explicado devido ao facto de a temperatura de processamento ser insuficiente para promover a ligação dos substratos. Por outro lado, este defeito pode também ser explicado devido ao escasso contacto entre as superfícies dos substratos.



**Figura 27.** Imagem de MO do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V processado à temperatura de 900 °C, durante 30 minutos.

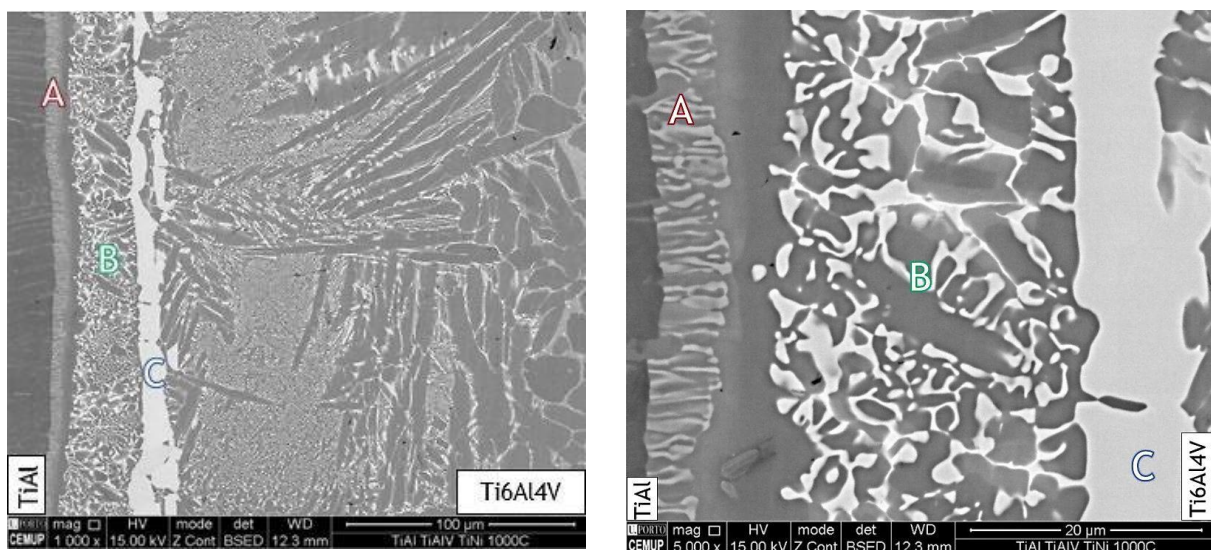


Ao contrário da ligação à temperatura de 900 °C, durante um tempo de estágio de 30 minutos, no caso da ligação à temperatura de 1000 °C, durante um estágio de 30 minutos, a ligação foi bem sucedida, tendo sido possível observar uma ligação uniforme entre os substratos, sendo até difícil observar a linha de ligação, tal era a qualidade da mesma tal como é apresentado na figura 28.



**Figura 28.** Imagem de MO do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V processado à temperatura de 1000 °C, durante 30 minutos.

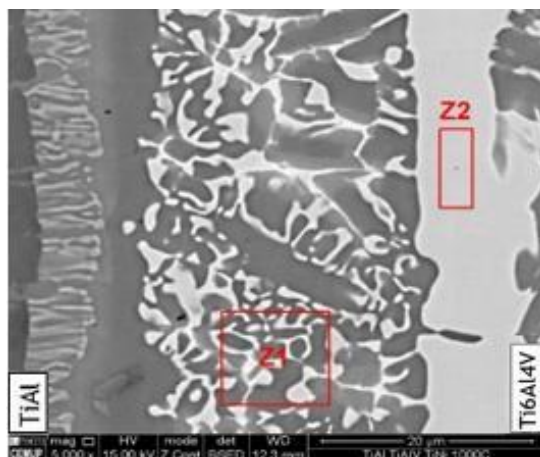
Foi então obtida uma ligação heterogênea, na qual se identificam três camadas de reação distintas: a zona A, que representa a interface junto ao substrato de TiAl, a zona B, que representa a zona central da interface e a zona C, que representa a região da interface junto ao substrato de Ti6Al4V, tal como é observável nas microestruturas presentes nas imagens da figura 29.



**Figura 29.** Imagens de SEM do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V processado à temperatura de 1000 °C, durante 30 minutos, onde são identificadas as diferentes camadas de reação presentes na ligação.



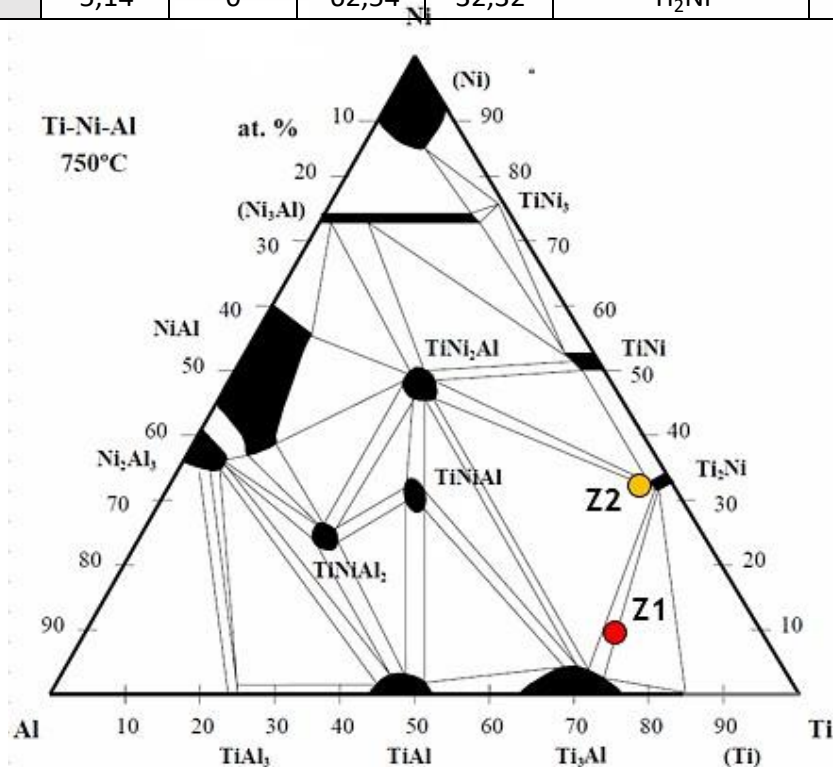
Através da análise por EDS foi possível obter a composição química de algumas regiões da interface. Estas regiões, representadas por Z1 e Z2, estão presentes na figura 30. Na tabela 15 estão é apresentada a composição química destas zonas e as fases provavelmente presentes. Na figura 31, está a secção isotérmica a 750 °C do diagrama ternário Ti-Ni-Al com os pontos correspondentes às fases provavelmente presentes nas zonas indicadas na figura 30.



**Figura 30.** Imagem de SEM do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V processado à temperatura de 1000 °C, durante 30 minutos, onde são identificadas duas regiões distintas: Z1 e Z2.

**Tabela 15.** Composição química (% atômica) das zonas identificadas na figura 31 e respetivas fases prováveis.

TiNi	Al	Nb	Ti	Ni	Fase	Cor
Z1	19,96	1,5	68,4	10,14	Ti <sub>3</sub> Al + Ti <sub>2</sub> Ni	●
Z2	5,14	0	62,54	32,32	Ti <sub>2</sub> Ni	●



**Figura 31.** Secção isotérmica a 750 °C do diagrama ternário Ti-Ni-Al com os pontos correspondentes às fases provavelmente presentes nas zonas indicadas na figura 29 [4].

Tal como é possível observar nas imagens da figura 29, a camada A é composta por dois constituintes distintos. Um deles com uma tonalidade mais clara e um outro com uma tonalidade mais escura. Esta camada é constituída, maioritariamente, por titânio e alumínio devido à sua proximidade com o substrato de TiAl, no entanto possui também outros elementos, como o nióbio, também um constituinte da liga TiAl e o níquel que, por sua vez, se difunde da liga de brasagem TiNi. Quanto à morfologia, esta camada apresenta uma morfologia colunar, sendo clara a existência de colunas horizontais alternadas dos compostos claro e escuro ao longo de toda a camada. Denota-se que o crescimento destas colunas se realiza perpendicularmente ao substrato de TiAl. A camada B, que está situada na zona central da interface, observa-se a existência de dois tipos de tonalidades, o que indicia a existência de dois constituintes diferentes nesta zona. Tal como a análise EDS demonstra, esta camada é maioritariamente constituída por titânio, alumínio e níquel, nesta mesma ordem. Quanto à morfologia, pode dizer-se que esta camada é completamente diferente da camada A. Aqui, é visível que o constituinte mais escuro atua como uma matriz, ao passo que, o outro, está disperso, com uma morfologia quase globular, de uma forma aleatória sobre o constituinte mais escuro. Existe claramente uma abundância do constituinte mais claro ao longo da matriz composta pelo constituinte mais escuro. O constituinte escuro age também como uma zona de transição entre as camadas A e C, formando uma bainha contínua ao longo da interface.

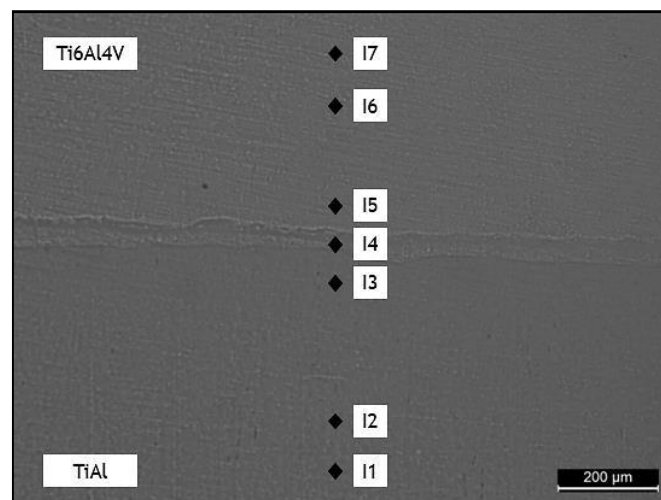
Por fim, a camada C é constituída por uma zona homogénea e de tonalidade clara, parecendo indicar que esta camada é constituída por uma só fase. Quanto a isto, a análise EDS demonstra que, nesta zona, existe uma quantidade de níquel bastante maior do que na zona anterior.

A interface resulta de um processo em que a liga de brasagem, após fusão, molha ambos os substratos e leva à incorporação de elementos presentes nos mesmos, resultando numa alteração de composição química. Esta alteração, conduz à formação de novas fases devido ao alcance do limite de solubilidade dos elementos no líquido formado anteriormente. Estes novos constituintes compõem então a interface. No caso do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V, após análise EDS nas zonas indicadas na figura 30, apurou-se a composição química dessas mesmas zonas, informação essa que é apresentada na tabela 15. Cruzando estes dados com as secções isotérmicas a 750 °C do diagrama ternário Ti-Ni-Al (tendo aqui sido realizada a escolha da temperatura com o objetivo de garantir uma aproximação às fases que se formaram à temperatura ambiente), pode-se identificar as fases provavelmente existentes nestas zonas. Na figura 31 é apresentada a secção isotérmica a 750 °C do diagrama ternário Ti-Ni-Al com os pontos correspondentes às fases provavelmente presentes nas zonas indicadas na figura 30.

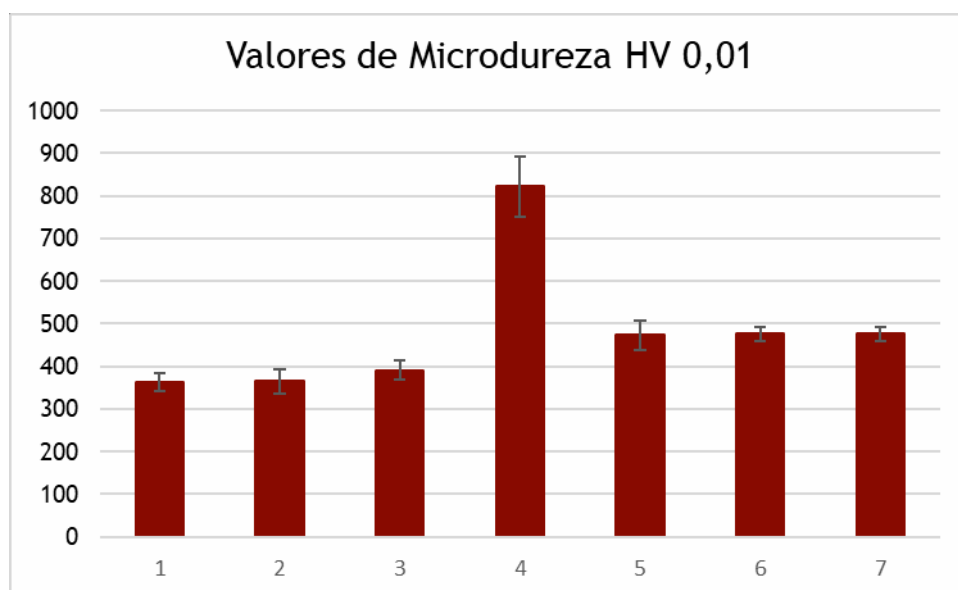
Após a análise da microestrutura presente na figura 30, pode dizer-se que a camada B é composta duas fases, devido à existência de uma tonalidade mais escura e uma outra mais clara, como foi concluído anteriormente. Esta constatação é concordante com a informação que se obtém quando se analisa a secção isotérmica do diagrama Ti-Ni-Al da figura 31, que, por sua vez, demonstra a existência das fases  $Ti_3Al$  e  $Ti_2Ni$  nesta camada. A formação destas fases deve-se ao aumento da temperatura, que provoca um aumento na solubilidade de elementos por parte da liga de brasagem fundida, incorporando elementos como o alumínio vindo do substrato de TiAl, levando à formação de fases como as identificadas acima.

Relativamente à camada C, Apesar de a análise da figura 31 indiciar a existência de duas fases nesta zona, a mesma deverá ser apenas formada por  $Ti_2Ni$ .

Quanto à caracterização mecânica das ligações, esta foi realizada recorrendo a ensaios de microdureza Vickers. Foram realizados ensaios de dureza na interface das ligações, tal como demonstra a figura 32, tendo sido replicados cinco vezes. Os resultados estão presentes no gráfico da figura 33.



**Figura 32.** Representação dos locais da interface do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V onde os ensaios de dureza foram efetuados. Indentação 1 e 7: substrato TiAl e substrato Ti6Al4V, respetivamente; Indentação 2 e 6: substrato TiAl e Ti6Al4V próximo da interface de ligação; Indentação 3 e 5: periferia da interface de ligação; Indentação 4: centro da interface de ligação.

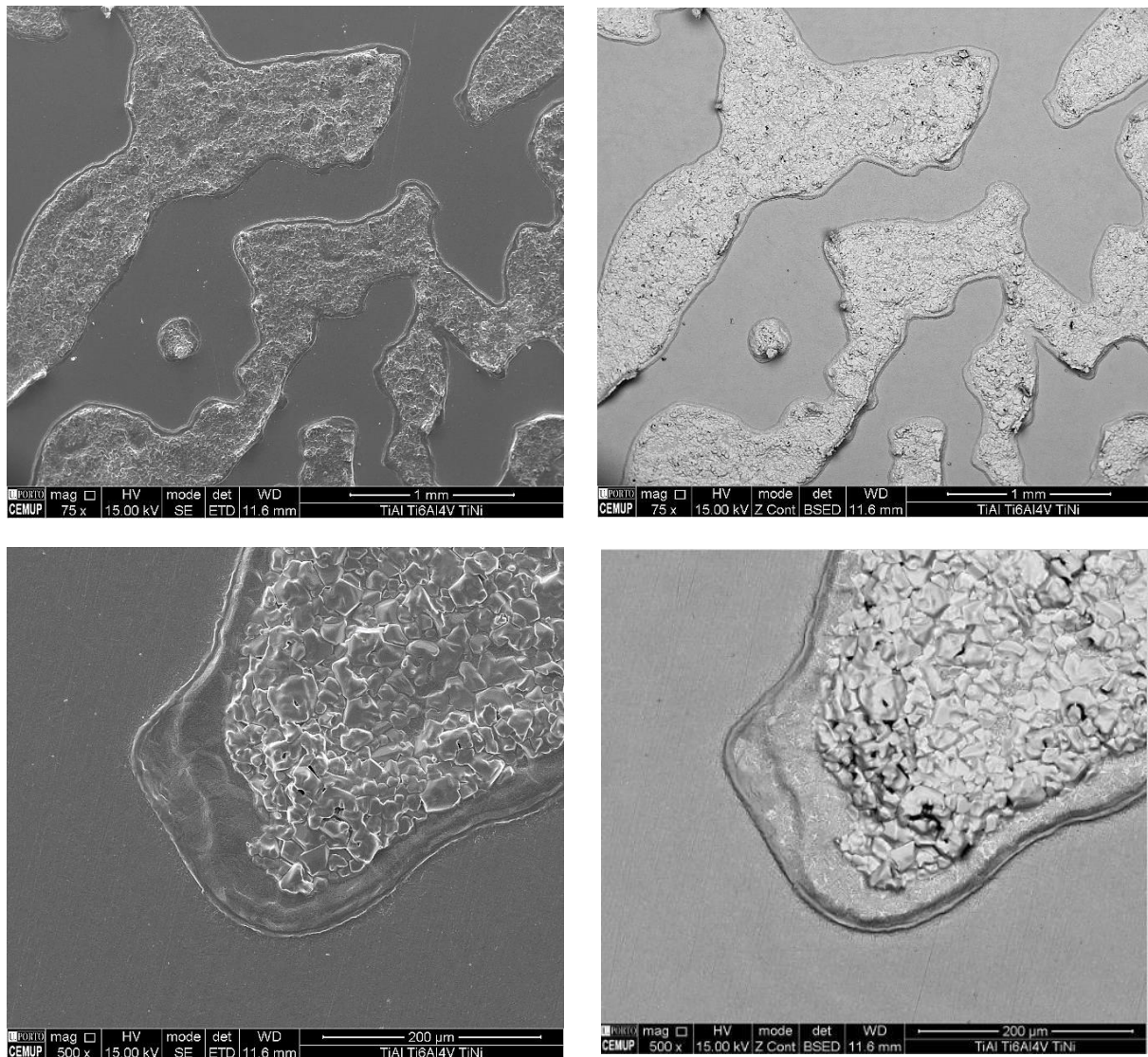


**Figura 33.** Variação dos valores de microdureza HV 0,01 ao longo das zonas de indentação.

Após a análise dos dados da figura 33, verifica-se que não existe uma variação significativa nos valores de dureza de ambos os substratos, estando estes compreendidos entre 360 e 365 HV, no caso do substrato TiAl e entre 476 e 477 HV no que toca ao substrato de Ti6Al4V. Estes dados revelam, no entanto, que o substrato de Ti6Al4V possui valores de dureza superiores ao substrato de TiAl. Este facto pode explicar-se devido à difusão de constituintes vindos da liga de brasagem, como o níquel, para o substrato de Ti6Al4V, provocando um aumento nos valores de dureza deste substrato. As imagens das figuras 29 e 30 corroboram este facto, demonstrando, por exemplo, na zona Z2, uma fase de tonalidade clara que possui uma quantidade considerável de níquel na sua constituição, observando-se também, nestas figuras, que o substrato de Ti6Al4V possui vestígios deste constituinte de tonalidade mais clara. Por fim, conclui-se que a zona I4, identificada na figura 33, que corresponde à zona central da interface, possui os valores de dureza mais elevados, registando-se aqui um valor médio de, aproximadamente, 823 HV. No entanto, neste caso os valores de dureza obtidos em diferentes áreas da amostra eram bastante díspares, estando compreendidos entre 764 e 910 HV. Este facto pode ser explicado devido ao facto de a camada B, ser uma zona bastante heterogénea, levando à realização de indentações em diferentes constituintes, resultando em valores de dureza variáveis, como se pode verificar neste caso.

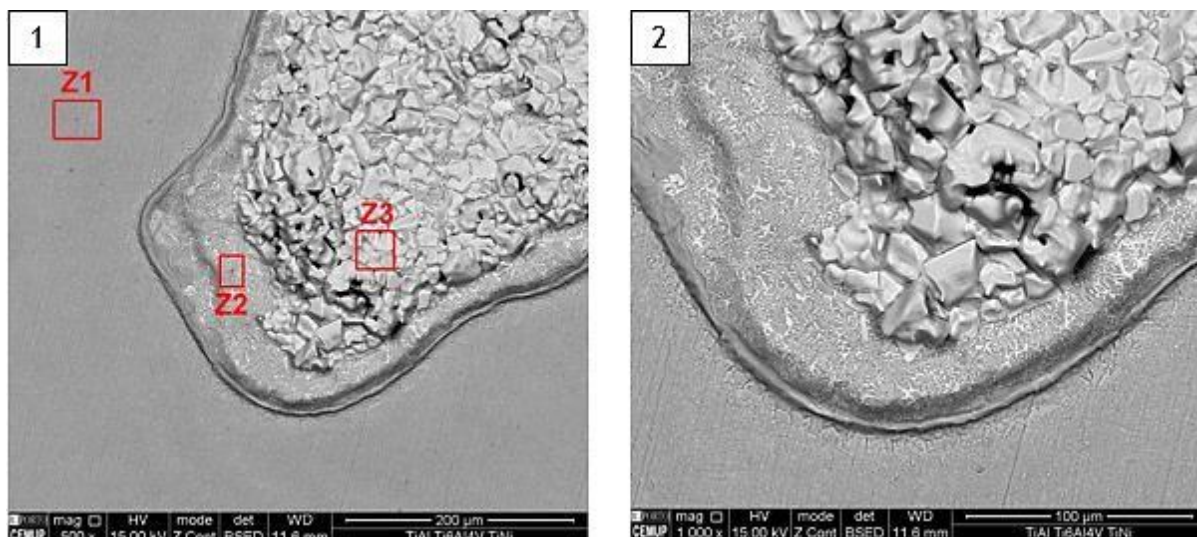
No que se refere aos ensaios de corte, estes foram realizados em amostras elaboradas especificamente para este efeito, segundo o esquema da figura 26. As imagens de SEM de algumas zonas da superfície de fratura são apresentadas nas imagens da figura 34. Por fim, a análise EDS revelou a composição química das fases presentes na imagem 1 da figura 35. Esses dados estão, por sua vez, presentes na tabela 16, enquanto que, o diagrama binário

Ti-Al com os pontos correspondentes às fases provavelmente presentes nas zonas indicadas na imagem 1 da figura 35 está presente na figura 36 e a secção isotérmica a 750 °C do diagrama ternário Ti-Ni-Al com os pontos correspondentes às fases provavelmente presentes nas zonas indicadas na imagem 1 da figura 35 é apresentada na figura 37.



**Figura 34.** Imagens de SEM da superfície de fratura do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V, do lado do substrato de TiAl.

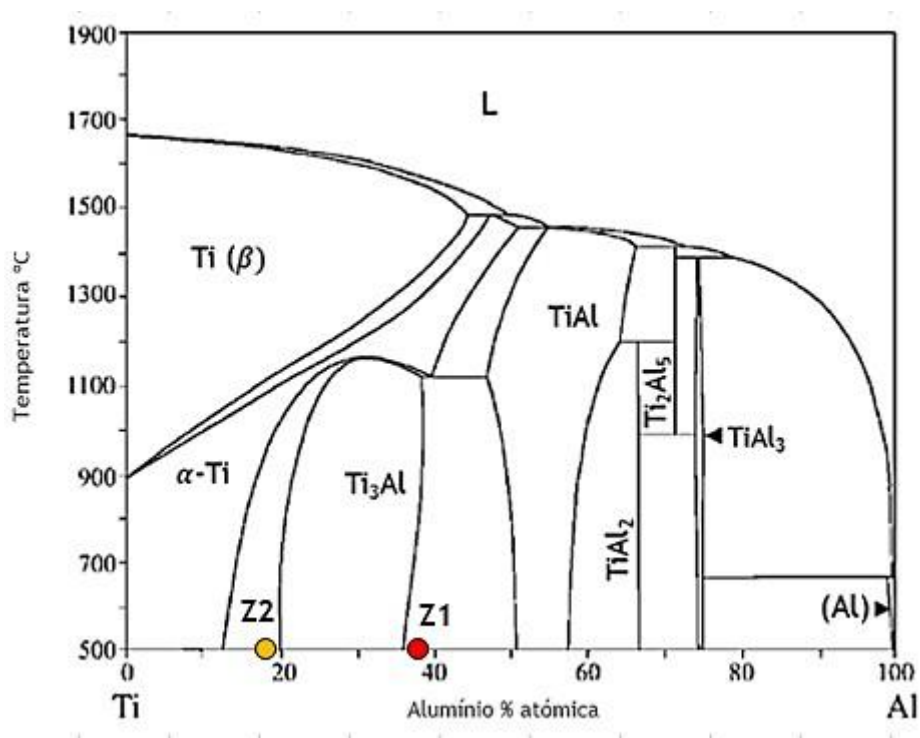




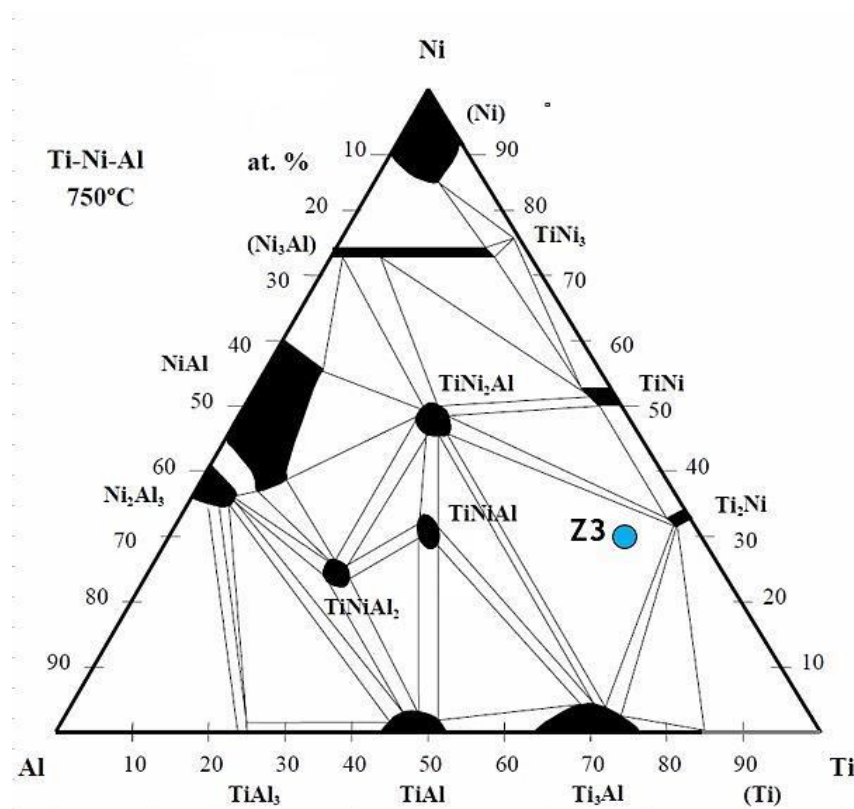
**Figura 35.** Imagens de SEM da superfície de fratura do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V, do lado do substrato de TiAl: 1: zonas analisadas por EDS; 2: ampliação da superfície de fratura.

**Tabela 16.** Composição química (% atômica) das zonas identificadas na imagem 1 da figura 35 e respetivas fases prováveis.

TiNi	Al	Nb	Ti	Ni	Fase	Cor
Z1	37,5	6,09	56,41	0	TiAl + Ti <sub>3</sub> Al	●
Z2	19,77	3,91	68,34	7,97	αTi + Ti <sub>3</sub> Al	●
Z3	9,51	0,56	59,79	30,15	Ti <sub>2</sub> Ni + Ti <sub>3</sub> Al + TiNi <sub>2</sub> Al	●



**Figura 36.** Diagrama binário Ti-Al com os pontos correspondentes às fases provavelmente presentes nas zonas indicadas na imagem 1 da figura 35 [18].

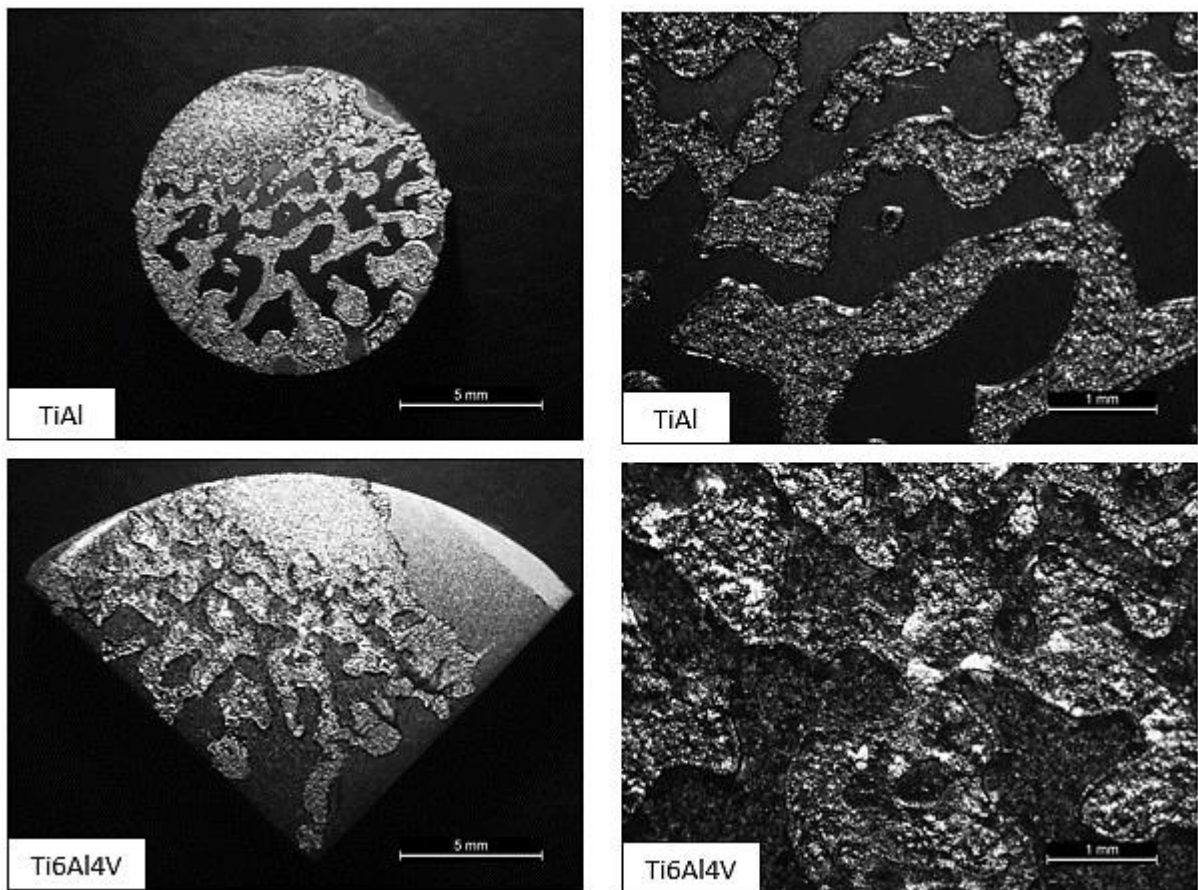


**Figura 37.** Secção isotérmica a 750 °C do diagrama ternário Ti-Ni-Al com os pontos correspondentes às fases provavelmente presentes nas zonas indicadas na imagem 1 da figura 35 [4].

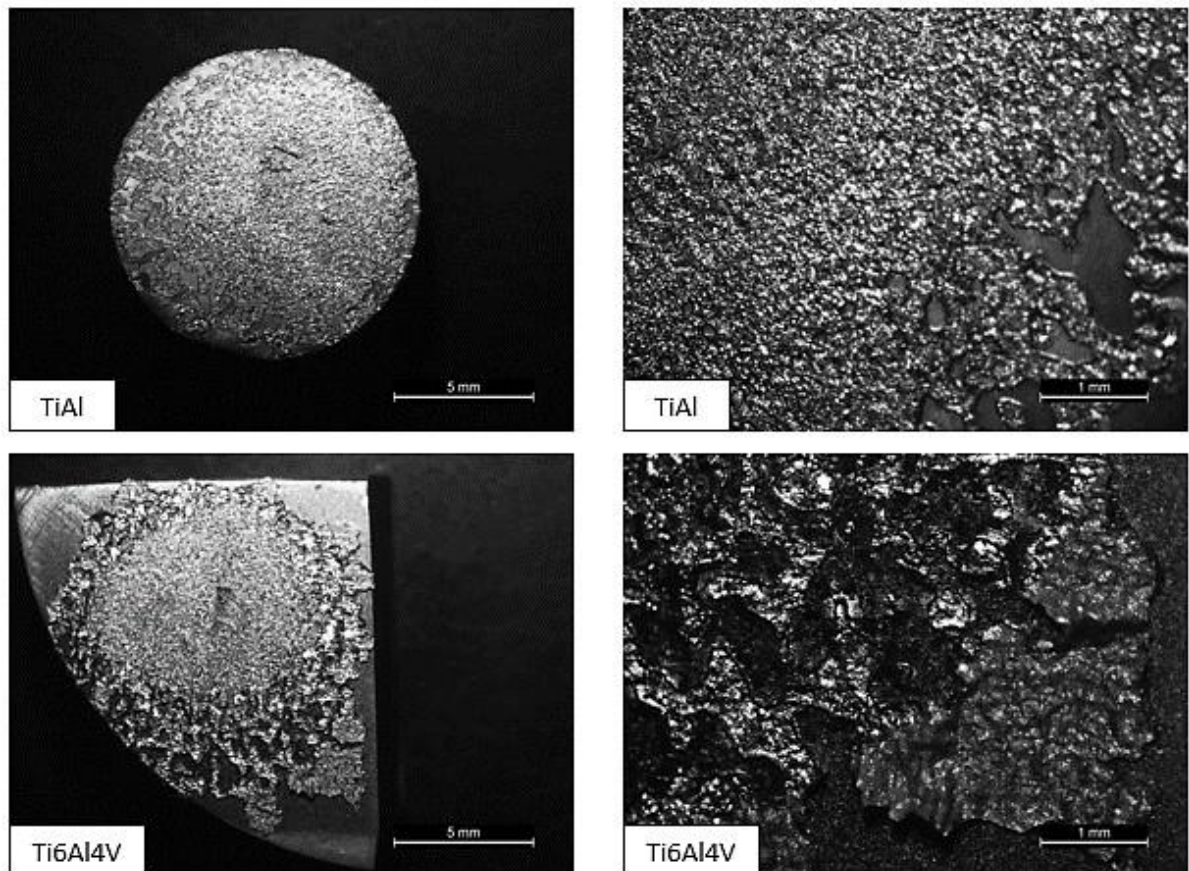
Foram também obtidas imagens de lupa da superfície de fratura das amostras, com o objetivo de avaliar o tipo de fratura presente nas mesmas. As imagens relativas à superfície de fratura da amostra 1 são apresentadas na figura 38, ao passo que, as imagens relativas à superfície de fratura da amostra 2, estão presentes na figura 39. Os resultados relativos à resistência ao corte destas amostras estão presentes na tabela 17.

**Tabela 17.** Valores de resistência ao corte dos conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V.

TiNi	Resistência ao corte (MPa)
1	19
2	55



**Figura 38.** Imagens de lupa da superfície de fratura da amostra 1 do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V.



**Figura 39.** Imagens de lupa da superfície de fratura da amostra 2 do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V.



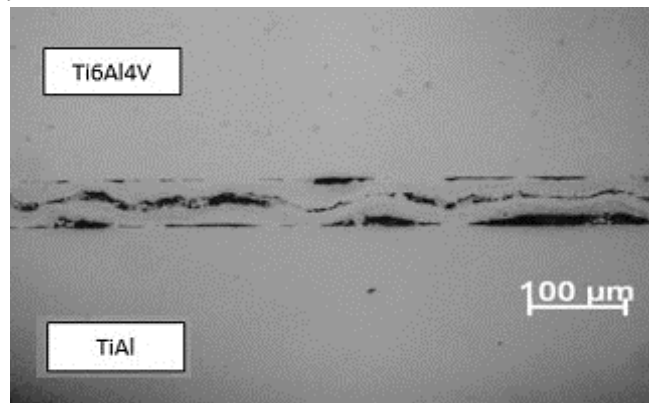
Após a análise das imagens da figura 34, pode concluir-se que a ligação não foi uniforme, tendo a superfície de corte demonstrado que existiam zonas bem ligadas e outras que não ligaram, daí ser visível nestas imagens as “ilhas” dispersas na superfície do substrato de TiAl. Verificou-se também que estas ligações apresentavam uma fratura frágil. Sendo que estas fraturas se davam por clivagem, como parece indiciar a zona Z2 presente na imagem 1 da figura 35, mas apresentavam também uma fratura frágil intergranular em algumas áreas, como se pode constatar pela zona Z3, presente também na imagem 1 da figura 35.

Quanto à composição química destas zonas, concluiu-se que a zona Z1, tal como se esperava por estar situada no substrato de TiAl, era composta pelos elementos deste substrato. Já a zona Z2 apresentava o níquel como o terceiro constituinte em maior percentagem, o que pode ser explicado devido à difusão deste elemento através da liga de brasagem TiNi. Por fim, a zona Z3 exibia já o níquel como o segundo constituinte em maior percentagem. Através do cruzamento de dados obtidos através da análise EDS com o diagrama binário Ti-Al e a secção isotérmica a 750 °C do diagrama ternário Ti-Ni-Al, foi possível identificar as fases que provavelmente estariam presentes nas zonas Z2 e Z3. A zona Z2 seria composta pela fase frágil  $Ti_3Al$ , o que explicaria o que parece ser uma fratura por clivagem nesta zona. Relativamente à zona Z3, indentificou-se as fases  $Ti_2Ni$ ,  $Ti_3Al$  e  $TiNi_2Al$ . No entanto, por observação das imagens presentes na figura 35, pode constatar-se que a zona não parece ser constituída por três fases. Analisando a figura 37, percebe-se que o ponto relativo à zona Z3, se localiza mais próximo da fase  $Ti_2Ni$ . Este facto, conjuntamente com as imagens da figura 35, indiciam que esta zona será composta apenas pela fase  $Ti_2Ni$ .

Relativamente à resistência ao corte das amostras do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V, pode constatar-se que a amostra 1 apresentou uma resistência ao corte de 19 MPa, um valor muito inferior à resistência ao corte apresentada pela amostra 2, que por sua vez, registou uma resistência ao corte de 55 MPa. Relacionando estes valores com as imagens das figuras 39 e 40, percebe-se claramente o porquê da disparidade nestes valores. Na figura 38 observa-se que a amostra possuía zonas não ligadas, resultando obviamente numa fratura mais rápida, o que se traduz numa resistência ao corte consideravelmente mais baixa, tal como se verificou. Por análise da figura 39, repara-se que, neste caso, a ligação possui um aspeto bastante mais homogéneo, verificando-se claramente uma área circular, pela qual ocorreu a fratura, bem definida em ambos os substratos. Este facto indicia uma ligação de qualidade, o que se traduz numa resistência ao corte bastante mais elevada, como se pôde comprovar pelos dados da tabela 17. Salienta-se que ambas as amostras foram processadas segundo as condições de processamento que resultaram em ligações de sucesso, sendo estas uma temperatura de 1000 °C e um tempo de estágio de 30 minutos.

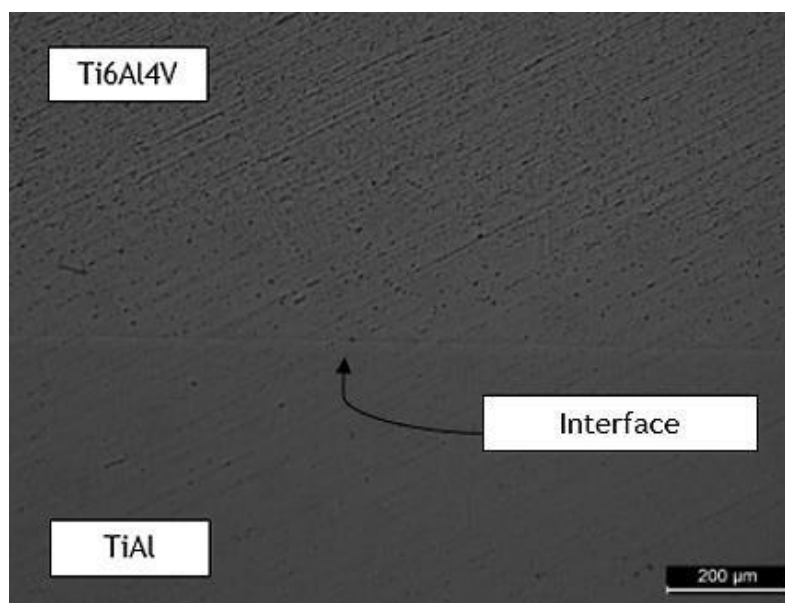
## 4.2. Brasagem com liga de brasagem TiCuNi

À semelhança do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V, o processamento das ligações foi inicialmente realizado à temperatura de 900 °C, com um tempo de estágio de 30 minutos. Aqui, concluiu-se mais uma vez que estas condições de processamento não produziam ligações de qualidade, tal como se pode observar pela figura 40, onde se vê claramente que não se realizou uma ligação bem sucedida devido à existência de zonas não ligadas ao longo da linha de ligação.



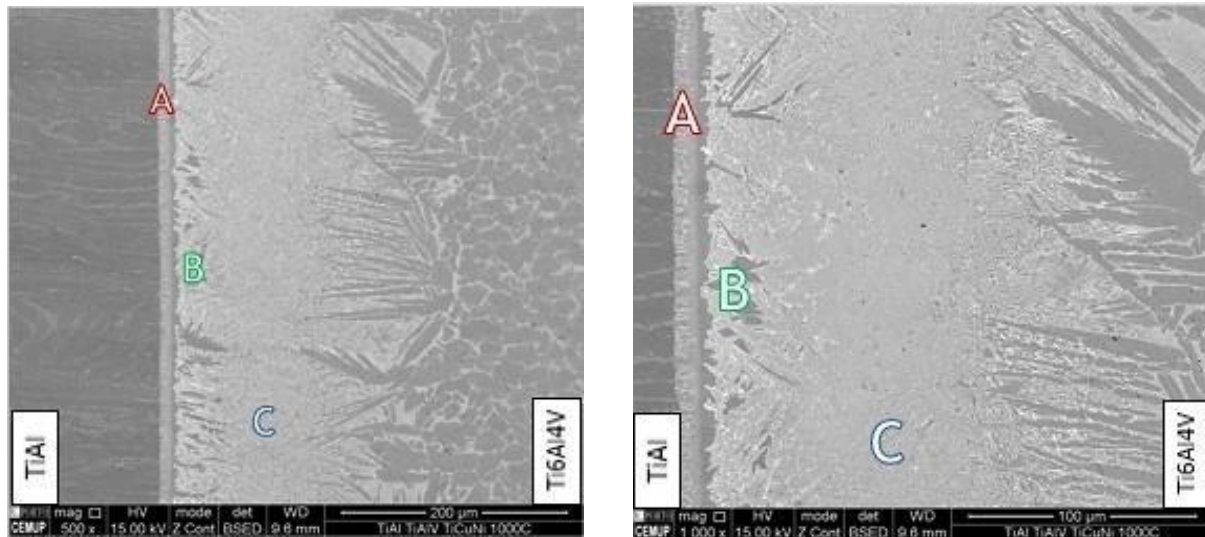
**Figura 40.** Imagem de MO do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V processado à temperatura de 900 °C, durante 30 minutos.

Porém, quando se alteraram as condições de processamento para uma temperatura de 1000 °C, durante um tempo de estágio de 30 minutos, verifica-se que a ligação é de qualidade. Observa-se uma linha de ligação uniforme, sendo, mais uma vez à semelhança da ligação com estas condições de processamento no conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V, bastante difícil a identificação da linha de ligação. A figura 41 apresenta a ligação executada.



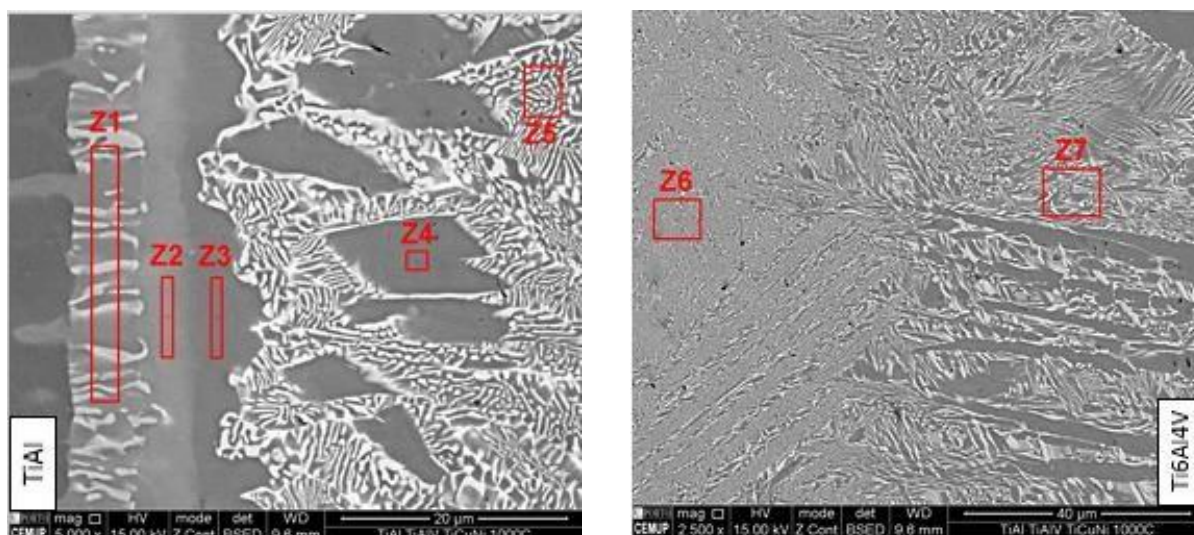
**Figura 41.** Imagem de MO do conjunto TiAl/TiCuNi/Ti6Al4V processado à temperatura de 1000 °C, durante 30 minutos.

A interface possuía um aspeto heterogéneo, identificando-se três camadas de reação diferentes: a zona A, uma zona da interface situada junto do substrato de TiAl, a zona B, representando a zona central da interface e, por fim, a zona C, uma zona da interface situada junto do substrato de Ti6Al4V. Nas imagens da figura 42 são identificadas todas estas zonas.



**Figura 42.** Imagens de SEM do conjunto TiAl/TiCuNi/Ti6Al4V processado à temperatura de 1000 °C, durante 30 minutos, onde são identificadas as diferentes camadas de reação presentes na ligação.

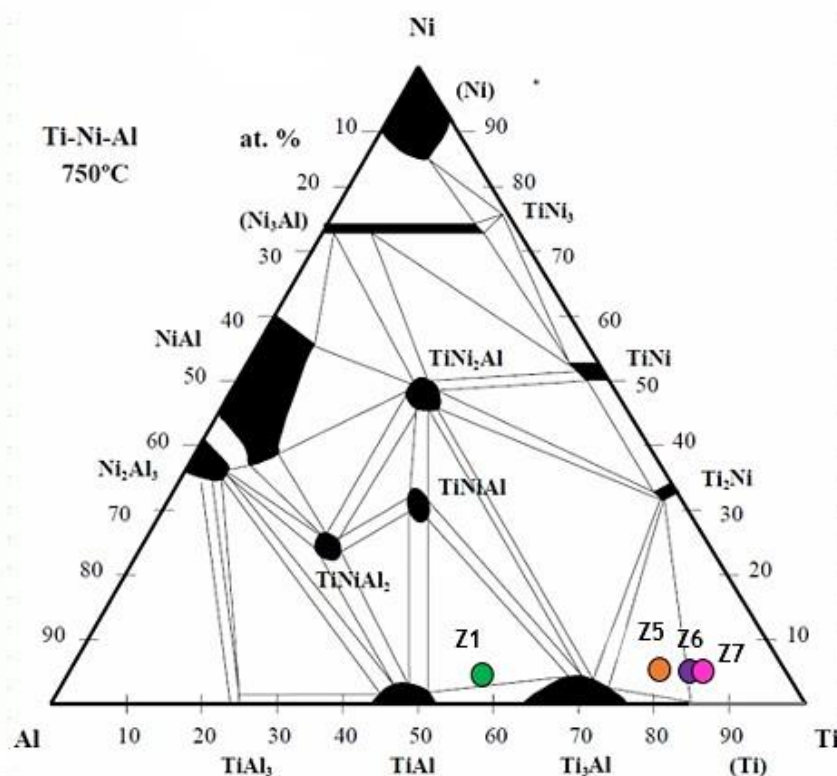
A análise EDS forneceu dados relativamente à composição química de algumas zonas dispersas pela interface. Essas zonas, representadas por Z1, Z2, Z3, Z4, Z5, Z6 e Z7, estão identificadas nas imagens da figura 43. Nas tabela 18 e 19, a composição química destas zonas e as fases que nelas estão provavelmente presentes, segundo a secção isotérmica a 750 °C do diagrama ternário Ti-Ni-Al e a secção isotérmica a 500 °C do diagrama ternário Ti-Cu-Al, respetivamente. Na figura 44 está presente a secção isotérmica a 750 °C do diagrama ternário Ti-Ni-Al com os pontos correspondentes às zonas indicadas nas imagens da figura 43. Na figura 45 está presente a secção isotérmica a 500 °C do diagrama ternário Ti-Cu-Al com os pontos correspondentes às regiões indicadas na figura 43 e, por fim, na figura 46, está o diagrama binário Ti-Al com os pontos correspondentes às zonas indicadas na figura 43.



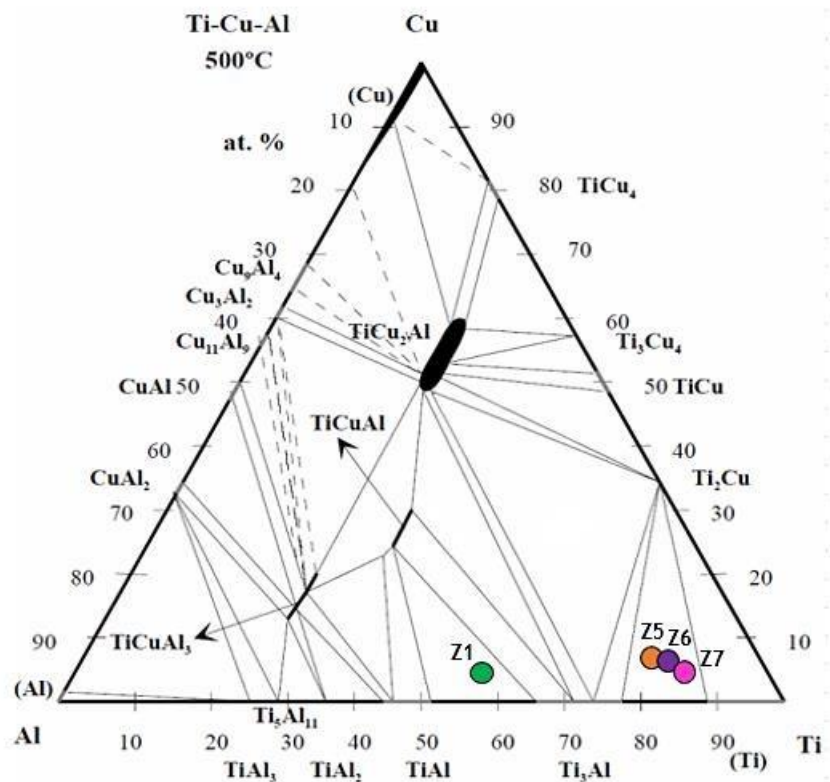
**Figura 43.** Imagem de SEM do conjunto TiAl/TiCuNi/Ti6Al4V processado à temperatura de 1000 °C, durante 30 minutos, onde são identificadas as regiões Z1, Z2, Z3, Z4, Z5, Z6 e Z7.

**Tabela 18.** Composição química (% atômica) das zonas identificadas nas imagens da figura 43 e respetivas fases prováveis segundo a secção isotérmica a 750 °C do diagrama ternário Ti-Ni-Al.

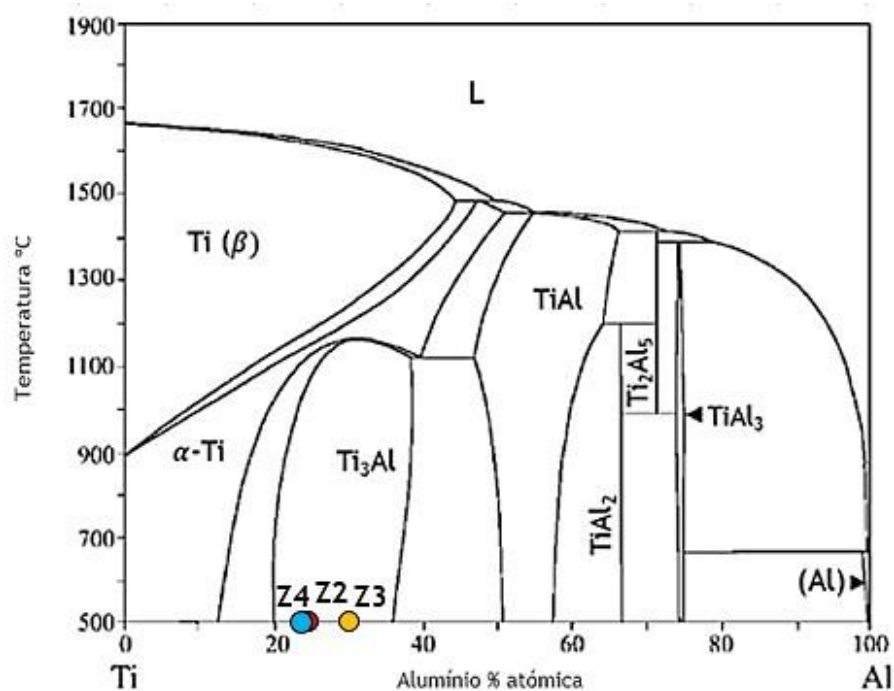
TiCuNi	Al	Nb	Ti	Ni	Cu	V	Fase	Cor
Z1	36,28	5,04	50,43	4,28	3,98	0	TiNiAl + TiAl + Ti <sub>3</sub> Al + TiCuAl	Verde
Z2	29,92	5,32	64,76	0	0	0	Ti <sub>3</sub> Al	Amarelo
Z3	25,18	2,11	72,71	0	0	0	Ti <sub>3</sub> Al	Verde
Z4	24,25	1,62	74,13	0	0	0	Ti <sub>3</sub> Al	Verde
Z5	14,78	0,97	71,41	5,35	7,49	0	Ti <sub>3</sub> Al + αTi + Ti <sub>2</sub> Ni + Ti <sub>2</sub> Cu	Verde
Z6	11,35	0,52	75,43	5,64	7,06	0	αTi + Ti <sub>2</sub> Ni + Ti <sub>2</sub> Cu + Ti <sub>3</sub> Al	Verde
Z7	10,34	0	76,66	5,83	4,9	2,28	αTi + Ti <sub>3</sub> Al + Ti <sub>2</sub> Cu	Verde



**Figura 44.** Secção isotérmica a 750 °C do diagrama ternário Ti-Ni-Al com os pontos correspondentes às fases provavelmente presentes nas zonas indicadas na figura 43 [4].



**Figura 45.** Secção isotérmica a 500 °C do diagrama ternário Ti-Cu-Al com os pontos correspondentes às fases provavelmente presentes nas zonas indicadas na figura 43 [4].



**Figura 46.** Diagrama binário Ti-Al com os pontos correspondentes às fases provavelmente presentes nas zonas indicadas na figura 43 [18].



Através da análise das imagens das figuras 42 e 43, pode-se constatar que a camada de reação A é composta por dois constituintes distintos, um mais claro e um outro com uma tonalidade mais escura. A constituição desta camada é, maioritariamente, de titânio e alumínio, devido à sua localização, que é bastante próxima do substrato de TiAl, contendo também nióbio, cobre e níquel, sendo estes dois últimos provenientes da liga de brasagem. Morfologicamente, a camada A apresenta uma morfologia colunar, muito similar à morfologia encontrada na mesma área no conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V, apresentando colunas horizontais alternadas dos dois diferentes compostos com um crescimento perpendicular ao substrato de TiAl.

A camada B, localizada na zona central da interface, consiste num constituinte com uma tonalidade escura, que atua como matriz, tendo a si sobreposto um outro de tonalidade bastante mais clara. Este último apresenta uma morfologia lamelar, existindo zonas em que este surge de forma contínua, e outras zonas em que está presente de forma descontínua, como se observa claramente nas imagens da figura 43. Esta camada possui duas composições químicas diferentes dependendo da tonalidade dos constituintes, indiciando a existência de duas fases. O constituinte mais escuro é composto quase totalmente por titânio e alumínio, contendo, no entanto, algum nióbio. Já o constituinte mais claro, é também constituído maioritariamente por titânio e alumínio, no entanto, neste caso, cobre e níquel estão consideravelmente presentes.

Por último, a camada C possui um aspeto quase homogéneo, sendo a sua morfologia lamelar. Toda a camada possui uma tonalidade idêntica à verificada na camada de reação B. Relativamente à sua composição química, pode dizer-se que esta é bastante idêntica à que foi verificada no constituinte claro da camada B, sendo aqui também o titânio e o alumínio os constituintes maioritários.

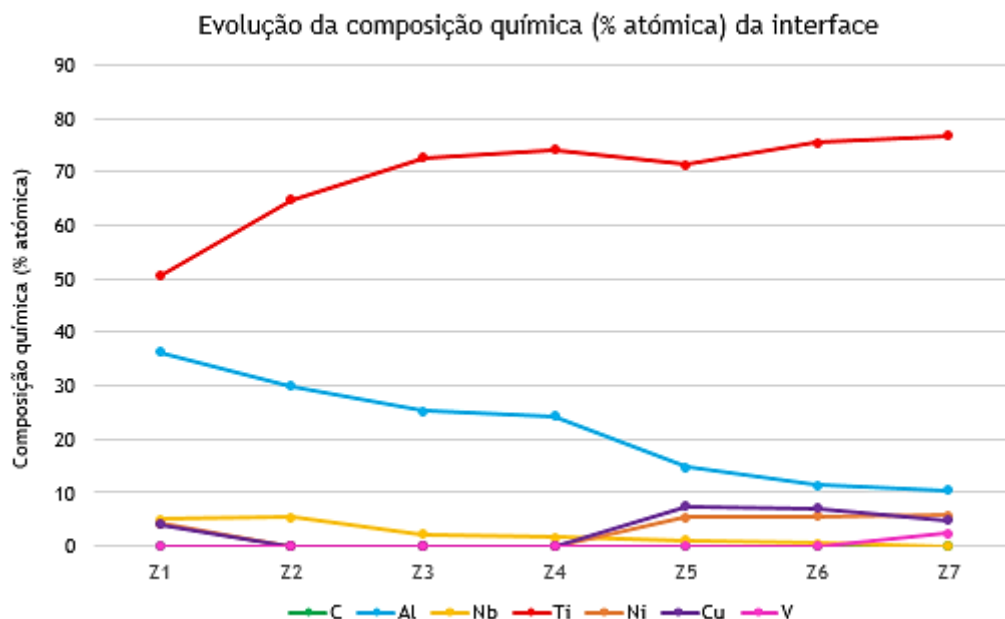
Para que se pudesse identificar as fases presentes nas diferentes camadas de reação, foram utilizadas as secções isotérmicas a 750 e 500 °C dos diagramas ternários Ti-Ni-Al e Ti-Cu-Al, respetivamente. Isto porque, dentro da gama de composições identificadas nas interfaces, estas são as secções que estão disponíveis à temperatura mais baixa.

No que toca às fases presentes na interface, na zona Z1, localizada junto ao substrato de TiAl, pode concluir-se pelos dados da análise EDS presentes na tabela 19 e 20 que as fases provavelmente presentes são TiNiAl, TiAl, Ti<sub>3</sub>Al e TiCuAl. Contudo, após observação das imagens das figuras 42 e 43, conclui-se que esta é uma zona bifásica. Atendendo à composição química desta fase, conjugando a informação das figuras 44 e 45, concluiu-se que esta zona, é constituída por um composto Ti(Ni,Cu)Al, que seria o constituinte claro e por um outro, o composto Ti<sub>3</sub>Al que corresponderia ao constituinte escuro. Quanto às zonas Z1, Z2 e Z3, que apresentam composições químicas idênticas, os dados obtidos revelam que



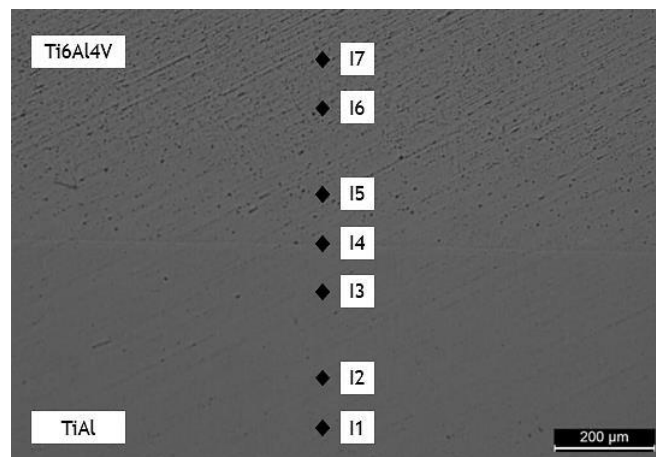
estas são constituídas pela fase  $Ti_3Al$ , o que condiz com a informação obtida da zona Z1, onde este composto, de tonalidade escura, estava também presente. A zona Z5, presente na camada B, segundo as informações obtidas, seria constituída por  $Ti_2(Ni,Cu)$  e também por  $\alpha-Ti_3Al$ , sendo o primeiro o constituinte claro e o segundo o constituinte escuro. Por último as zonas Z6 e Z7 seriam constituídas por  $Ti_2(Ni,Cu)$  e  $\alpha-Ti_3Al$ , sendo mais uma vez o primeiro o constituinte claro e o segundo o constituinte escuro.

Após uma análise cuidada das imagens da figura 43 e das tabelas 18 e 19, foi possível apurar que ao longo da ligação (da esquerda para a direita da mesma) se verificou um decréscimo na quantidade de alumínio e nióbio presentes na interface. Este facto é explicado devido ao afastamento do substrato de  $TiAl$ , que era composto maioritariamente por estes constituintes. Em sentido contrário, a quantidade de titânio aumentou ao longo da interface, o que era óbvio devido à presença deste elemento em grandes quantidades não só na liga de brasagem, mas também no substrato de  $Ti_6Al_4V$ . No entanto, foi interessante verificar o aumento repentino na quantidade deste elemento ao passar da zona Z1 para a zona Z2, indiciando que este elemento se difundiu da liga de brasagem para a região da interface próxima do substrato de  $TiAl$ . Níquel e cobre aumentaram também as suas quantidades ao longo da interface. Salienta-se no entanto que na zona Z7, registaram-se valores mais baixos de níquel, devido à distância a que esta zona se encontrava da zona central da interface. Esta zona possuía também vestígios de vanádio devido à sua grande proximidade do substrato de  $Ti_6Al_4V$ . Na figura 47 a evolução da composição química da interface, na direção do substrato de  $TiAl$  para o substrato de  $Ti_6Al_4V$  é apresentada para uma melhor compreensão dos factos evidenciados acima.



**Figura 47.** Evolução da composição química (% atômica) da interface.

A caracterização mecânica das ligações foi realizada recorrendo a ensaios de microdureza Vickers. À semelhança das amostras do conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V, foram realizados ensaios perfil de durezas na interface das ligações, tal como demonstra a figura 48, tendo este sido replicado 5 vezes. Os dados resultantes dos ensaios em questão, são apresentados no gráfico da figura 49.



**Figura 48.** Representação dos locais da interface do conjunto TiAl/TiCuNi/Ti6Al4V onde os ensaios de dureza foram efetuados. Indentação 1 e 7: substrato TiAl e substrato Ti6Al4V, respetivamente; Indentação 2 e 6: substrato TiAl e Ti6Al4V próximo da interface de ligação; Indentação 3 e 5: periferia da interface de ligação; Indentação 4: centro da interface de ligação.

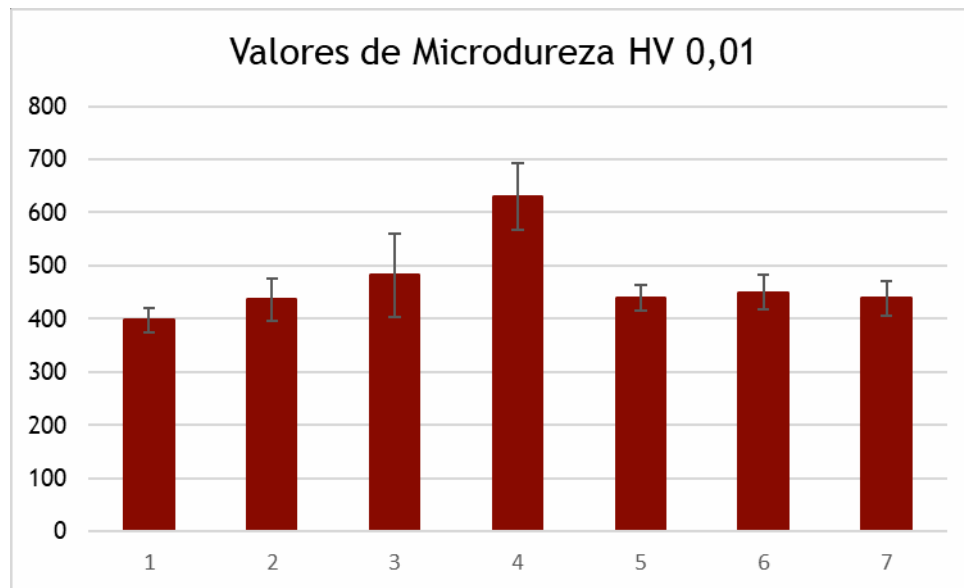
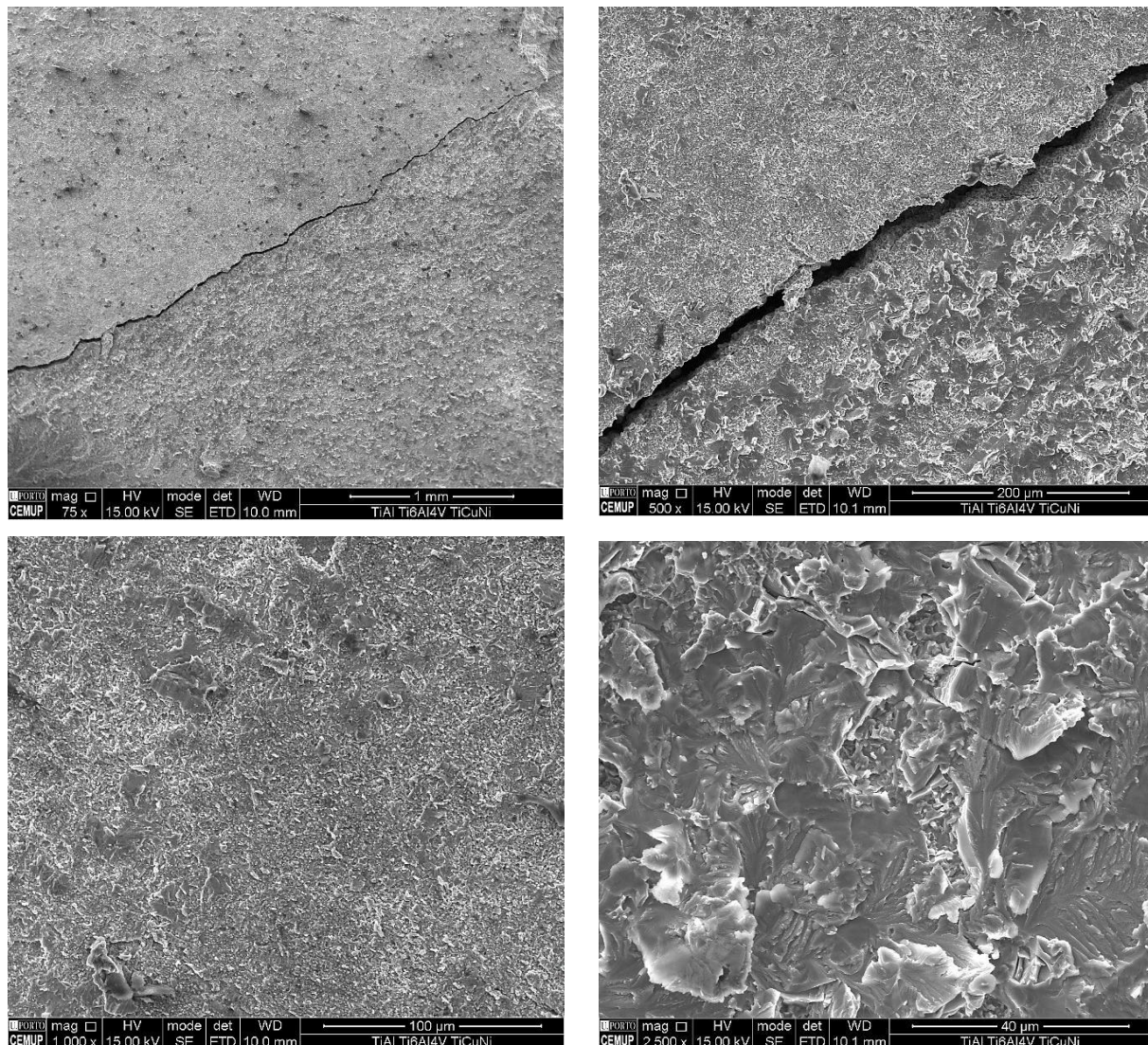


Figura 49. Variação dos valores de microdureza HV 0,01 ao longo das zonas de indentação.

Analisando os dados da figura 49, constata-se que existe alguma variação nos valores de dureza nas regiões mais próximas do substrato de TiAl, facto que não é replicado no substrato de Ti6Al4V, quase não existindo variação nesse caso. Isto pode ser explicado pelo facto de, nas zonas próximas ao substrato de TiAl, coexistirem maioritariamente duas fases: Ti(Ni,Cu)Al e Ti3Al. A variação que se verifica nos valores de dureza pode ser explicada pelo facto de as indentações terem sido realizadas em diferentes fases ou em diferentes constituintes, levando à disparidade observada nos valores de dureza obtidos. Concluiu-se também que a zona I4, correspondente à zona central da interface, apresentava os valores de dureza mais elevados, registando um valor médio de 630 HV. Conjugando estes dados com os dados relativos à composição química desta região e com as imagens das microestruturas, verifica-se a mesma questão evidenciada para as regiões próximas do substrato de TiAl. Devido à existência de diferentes fases e constituintes, torna-se provável que as indentações tenham sido efetuadas em fases ou constituintes distintos, levando a uma disparidade nos valores obtidos, estando estes compreendidos entre 536 e 723 HV.

Quanto aos ensaios de corte, estes foram também realizados em amostras elaboradas especificamente para este efeito, segundo o esquema da figura 26. As imagens de SEM de variadas zonas da superfície de fratura estão presentes nas imagens da figura 50.



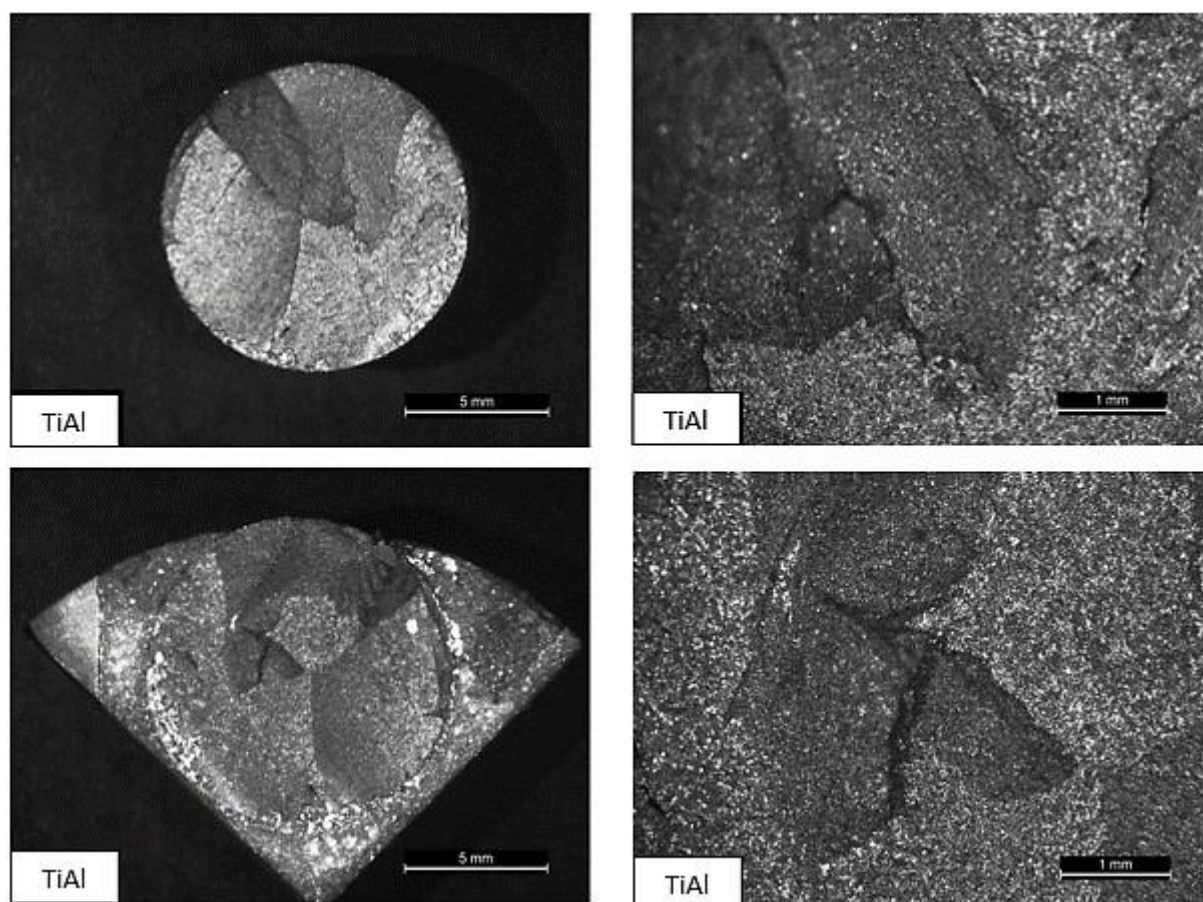
**Figura 50.** Imagens de SEM da superfície de fratura do conjunto TiAl/TiCuNi/Ti6Al4V, do lado do substrato de TiAl.



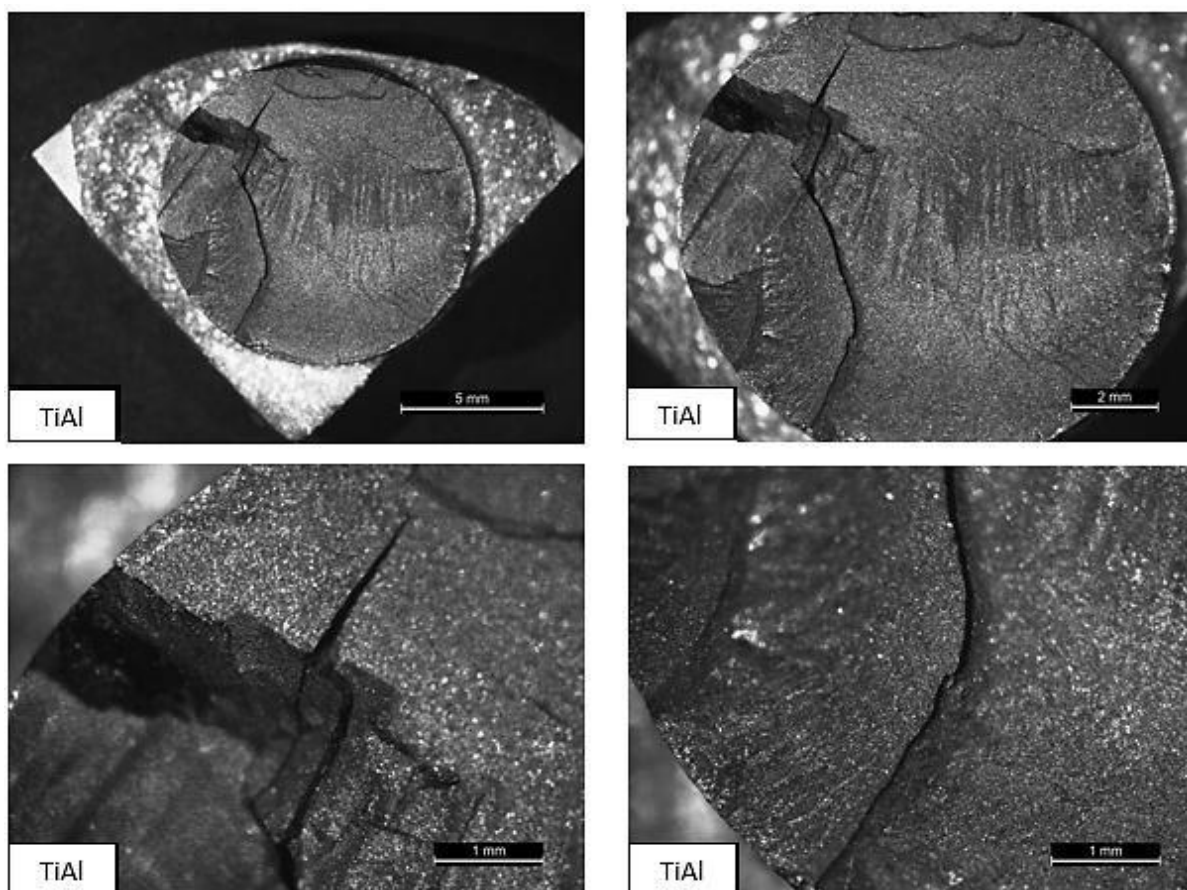
Obtiveram-se também imagens de lupa da superfície de fratura das amostras. Tal como no conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V, aqui, o objetivo seria avaliar o tipo de fratura presente nas amostras em questão. Na figura 51 são apresentadas as imagens da superfície de fratura da amostra 1, ao passo que, na figura 52, são apresentadas as imagens da superfície de fratura da amostra 2. Por fim, os resultados que se referem à resistência ao corte das amostras são apresentadas na tabela 20.

**Tabela 20.** Valores de resistência ao corte do conjunto TiAl/TiCuNi/Ti6Al4V.

TiCuNi	Resistência ao corte (MPa)
1	221
2	Falhou



**Figura 51.** Imagens de lupa da superfície de fratura da amostra 1 do conjunto TiAl/TiCuNi/Ti6Al4, do lado do substrato de TiAl.



**Figura 52.** Imagens de lupa da superfície de fratura da amostra 2 do conjunto TiAl/TiCuNi/Ti6Al4V, do lado do substrato de TiAl.

Após a análise das imagens da figura 51, concluiu-se que a ligação obtida possuía uma qualidade elevada. Esta constatação justifica-se devido ao facto da amostra ter quebrado pelo substrato de TiAl, numa zona muito próxima da ligação, o que indicia uma forte ligação. A resistência ao corte da amostra 1 corrobora também as afirmações anteriores, devido ao considerável valor de 221 MPa. A amostra 1 apresentava um tipo de fratura frágil, típico da liga TiAl, que apresenta propriedades mecânicas desfavoráveis à temperatura ambiente. As imagens da figura 51 demonstram também que a fratura frágil aparenta dar-se por clivagem, devido ao aspeto das superfícies de fratura presentes nas mesmas. Relativamente às imagens da figura 52, não foi possível tirar conclusões satisfatórias. Por a fratura se ter dado na parte superior do substrato de TiAl, não foi possível apurar se este facto se deveu à qualidade elevada da ligação ou ao insucesso do ensaio de corte. Não foi também possível apurar valores relativos à resistência ao corte destas amostras. Por fim, observou-se uma fratura frágil, que se deu na parte superior do substrato de TiAl, devido às razões já indicadas anteriormente. Salienta-se que ambas as amostras foram processadas segundo as condições de processamento que resultaram em ligações de sucesso, sendo estas uma temperatura de 1000 °C e um tempo de estágio de 30 minutos.



## 5. Conclusões

Após a elaboração de um estudo em que a caracterização microestrutural e mecânica de ligações obtidas por brasagem por difusão da liga TiAl à liga Ti6Al4V, usando as ligas TiNi e TiCuNi como ligas de brasagem, em que as condições de processamento dos sistemas foram temperaturas de brasagem de 900 e 1000 °C e um tempo de estágio de 30 minutos, obtiveram-se os seguintes pontos conclusivos:

Relativamente à brasagem com a liga de brasagem TiNi:

- Com as condições de processamento de uma temperatura de 900 °C e um tempo de estágio de 30 minutos, não se obtiveram ligações de qualidade. A temperatura utilizada foi insuficiente para causar a fusão da liga de brasagem, o que levou à inexistência de ligação.
- Com as condições de processamento de uma temperatura de 1000 °C e um tempo de estágio de 30 minutos, foi possível a obtenção de ligações de qualidade.
- A interface era composta por três camadas de reação distintas, que eram constituídas por TiAl + Ti<sub>3</sub>Al, Ti<sub>3</sub>Al + Ti<sub>2</sub>Ni e Ti<sub>2</sub>Ni, da periferia da interface para o centro da mesma, do substrato de TiAl para o substrato de Ti6Al4V.
- O valor máximo de dureza obtido foi de 822 HV, tendo a indentação sido efetuado na zona central da interface.
- O valor de máximo de resistência ao corte foi de 55 MPa, tendo sido verificados dois tipos de fratura frágil nas amostras: por clivagem e intergranular.

Relativamente à brasagem com a liga de brasagem TiCuNi:

- Com as condições de processamento de uma temperatura de 900 °C e um tempo de estágio de 30 minutos, não se obtiveram ligações de qualidade à semelhança do que aconteceu no conjunto TiAl/TiNi/Ti6Al4V. A temperatura utilizada foi insuficiente para causar a fusão da liga de brasagem, o que levou à inexistência de ligação.
- Com as condições de processamento de uma temperatura de 1000 °C e um tempo de estágio de 30 minutos, foi possível a obtenção de ligações de qualidade.
- A interface era composta por três camadas de reação distintas, que eram constituídas por Ti(Ni,Cu)Al + Ti<sub>3</sub>Al, Ti<sub>3</sub>Al + Ti<sub>2</sub>(Ni,Cu) + α-Ti<sub>3</sub>Al e Ti<sub>2</sub>(Ni,Cu) + α-Ti<sub>3</sub>Al, da periferia da interface para o centro da mesma, do substrato de TiAl para o substrato de Ti6Al4V.

- O valor máximo de dureza obtido foi de 630 HV, tendo a indentação sido efetuado na zona central da interface.
- O valor de máximo de resistência ao corte foi de 221 MPa, indiciando uma ligação extremamente resistente, tendo sido verificada uma fratura frágil por clivagem.

## 5.1. Trabalhos Futuros

Para que a aplicação de ligas à base de TiAl nas indústrias aeroespacial e automóvel, seja cada vez mais uma realidade, é imperativo o melhoramento constante do processamento destas ligas. No futuro, devem aprofundar-se todos os aspetos relacionados com a caracterização química e mecânica destas ligações. Para isso, deve ser obtido um maior número de ligações, variando todos os parâmetros de processamento (temperatura, tempo de estágio e pressão), tendo em vista um conjunto de resultados mais variado relativamente à qualidade das ligações obtidas. No que toca à caracterização mecânica, o número de ensaios realizados deverá ser maior, com o intuito de obter dados concretos sobre, por exemplo, as vantagens da utilização das diferentes ligas de brasagem.

## 6. Referências Bibliográficas

- [1] C. Leyens and M. Peters, Titanium and Titanium Alloys. Wiley-Vch, 2003.
- [2] Olson, David L. "Metals Handbook: Welding, brazing, and soldering." Metals Park, OH: ASM International, 1993.
- [3] S. Simões, F. Viana, A. S. Ramos, M. T. Vieira, and M. F. Vieira, "TEM and HRTEM characterization of TiAl diffusion bonds using Ni/Al nanolayers" *Microsc. Microanal.*, vol. 21, no. 1, pp. 132-9, 2015.
- [4] A. J. R. Guedes, "Ligação de uma liga  $\gamma$ -TiAl por brasagem por difusão", Universidade do Minho - Escola de Engenharia, 2004.
- [5] J. Cao, J. Qi, X. Song, and J. Feng, "Welding and joining of titanium aluminides." *Materials*, 7(7): p. 4930-4962. 2014.
- [6] H. Brokmeier, S. Jin, V. Ventzke, S. Riekehr, M. Kocak and J. Homeyer, "Phase distribution of friction welded Ti6Al4V/ $\gamma$ -TAB", vol. 26, pp. 305-310, 2007.
- [7] V. Ventzke, H. Brokmeier, P. Merhof, and M. Koçak, "Microstructural characterization of friction welded TiAl-Ti6Al4V hybrid joints", vol. 160, pp. 319-326, 2010.
- [8] R. W. Messler, Jr.; "Joining of Materials and Structures: From Pragmatic Process to Enabling Technology", Elsevier 2004.
- [9] X. Wang et al., "Diffusion bonding of  $\delta$ -TiAl alloy to Ti-6Al-4V alloy under hot pressure," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 16, no. 5, pp. 1059-1063, 2006.
- [10] M. Holmquist, V. Recina, J. Ockborn, B. Pettersson, and E. Zumalde, "Hot isostatic diffusion bonding of titanium alloy Ti-6Al-4V to gamma titanium aluminide IHI Alloy 01A," *Scr. Mater.*, vol. 39, no. 8, pp. 1101-1106, 1998.
- [11] W. Glatz and H. Clemens, "Diffusion bonding of intermetallic Ti-47Al-2Cr-0,2Si sheet material and mechanical properties of joints at room temperature and elevated temperatures," vol. 9795, no. 97, pp. 415-423, 1997.
- [12] R. K. Shiue, S. K. Wu, Y. T. Chen, and C. Y. Shiue, "Infrared brazing of TiAl and Ti6Al4V using two Ti-based filler metals," *Intermetallics*, vol. 16, pp. 1083-1089, 2008.
- [13] M. Costa, "Processamento de ligações  $\gamma$ -TiAl/ Ti6Al4V por brasagem por difusão com recurso a multifolhas Al/Cu", Universidade do Minho - Escola de Engenharia, 2012.
- [14] F. Costa, A. Vieira, A. Guedes, S. Simões, and F. Viana, "Diffusion Brazing of Ti6Al4V and  $\gamma$ -TiAl alloy with Al/Cu multifoils fillers," *Microsc. Soc. Am.*, vol. 21, no. Suppl 6, pp. 124-125, 2015.
- [15] A. P. Soares, "Brasagem de ligas de TiAl com uma Liga de Ti revestida com Ag e Cu," Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2016, Tese de Mestrado.
- [16] R. K. Shiue, S. K. Wu, and Y. T. Chen, "Strong bonding of infrared brazed  $\delta$ 2-Ti<sub>3</sub>Al and Ti6Al4V using Ti-Cu-Ni fillers," *Intermetallics*, vol. 18, no. 1, pp. 107-114, 2009.
- [17] I. C. Wallis, H. S. Ubhi, M. P. Bacos, P. Josso, J. Lindqvist, D. Lundstrom and A. Wisbey, "Brazed joints in  $\gamma$  TiAl sheet: microstructure and properties", *Intermetallics*, vol. 12, pp. 303-316, 2004.

[18] J. Kwak, S. Mohny, J. Lin, and R. Kern, "Low resistance Al/Ti/n-GaN ohmic contacts with improved surface morphology and thermal stability," *Semiconductor Science and Technology*, vol. 15, no. 7, p. 756, 2000.